

ADRIANO EIDI YAEDU

**INFLUÊNCIA DO SUBSTRATO NA DEPOSIÇÃO DE STELLITE 1
COM PLASMA DE ARCO TRANSFERIDO**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, na Área de Engenharia de Materiais e Metalúrgica, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná

Orientadora: Profa. Dra. Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira

CURITIBA

2003

Aos meus pais Washington e Lais,
aos meus irmãos Sueli, Alexandre e Robson,
e à minha esposa Andréa.

Agradecimentos

- Ao PG-MEC – Programa Interdisciplinar de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná – UFPR;
- À ANP – Agência Nacional de Petróleo, pelos recursos financeiros e bolsa de mestrado;
- Ao LACTEC, especialmente ao Sérgio Henke;
- À FUNPAR, pelos recursos financeiros;
- À BRASTAK pela disponibilização do equipamento de PTA;
- À Robert Bosch Limitada, em especial ao Rogério Milléo Pitella e Alba Regina Turin;
- Ao Sr. Sérgio Simões, pelo auxílio na confecção dos corpos de prova;
- Aos futuros engenheiros: Adaildo Leite Vieira Júnior e Rodrigo Bubniak Silvério;
- Ao Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes pelas orientações e discussões;
- Ao Prof. Paulo Sérgio Carvalho Pereira da Silva pelas orientações e colaborações;
- À minha orientadora Dra. Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira pela oportunidade de realizar este trabalho, pela compreensão e apoio;
- À minha família;
- À todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram na execução deste trabalho.

Resumo

Endurecimento superficial ou *hardfacing* é o nome dado à técnica de depositar uma liga de elevada dureza sobre um material menos nobre. Compreender melhor os parâmetros que influenciam esta técnica possibilita a obtenção de melhores resultados, gerando menores perdas e maiores lucros.

O objetivo deste trabalho é contribuir para o estudo das superligas utilizadas para esta finalidade. Em diversos ramos da indústria, como a petroquímica, componentes são expostos a condições severas de desgaste e corrosão. Disso surge a necessidade de ligas que resistam a essas condições de serviço. Dos vários materiais utilizados, as superligas a base de cobalto possuem uma posição de destaque dentre aquelas empregadas para resistir ao desgaste. O Stellite 1 é uma dessas ligas, que devido à elevada dureza vem ganhando espaço neste campo. Neste trabalho a liga foi depositada sobre três diferentes substratos, AISI 1020, AISI 304 e AISI 410. Os revestimentos foram confeccionados pela técnica de soldagem Plasma de Arco Transferido (PTA) com duas taxas de alimentação diferentes. Os depósitos obtidos foram analisados através das seguintes técnicas experimentais: microestrutura, microdureza, diluição, composição química e resistência ao desgaste por deslizamento. As diferentes técnicas produziram dados que serviram para complementar os resultados de uma das outras. Os resultados obtidos mostraram que os revestimentos não têm composição química homogênea, a região próxima à linha de fusão é mais rica de elementos presentes no substrato. O substrato de aço carbono resultou em cordões de menor diluição, menor tendência ao trincamento, e maior resistência ao desgaste.

Abstract

The PTA hardfacing is an automatic process, that has been indicated as a good alternative to produce metallic coatings due to the high processing velocities and low dilution it may perform, when compared to laser and other techniques. However there are situation where a manual process is the only alternative. This work evaluates the features of a Co based alloy, coatings deposited by manual PTA on three different steel substrates. The alloy used is a high carbon cobalt-alloy which possess 28.5 wt.% of carbides, presenting 550-685 diamond pyramid hardness and good resistance in corrosion/abrasion environments. Dilution levels were alter using two distint powder feed rates. Optical microscopy, scanning electron microscopy, microhardness, energy dispersion spectroscopy and dilution measurements were performed to evaluate the coating's properties. Although the alloy used had been classified as an hypereutectic alloy, this microstructure was not observed due the dilution achieved. The results shown that the lower powder feed led to a higher dilution, which reduced the volumetric carbide percentage and consequently the hardness.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	xi
SIMBOLOGIA	xii
1. Introdução.....	1
2. Objetivos.....	3
3. Revisão Bibliográfica	4
3.1 Ligas de Cobalto	4
3.1.1 Histórico	4
3.1.2 Propriedades do cobalto.....	4
3.1.3 As ligas de cobalto.....	5
3.1.4 A superliga de cobalto Stellite 1.....	10
3.2 Plasma de Arco Transferido	13
3.2.1 Introdução	13
3.2.2 Equipamento e princípio de operação de PTA modo fusão	14
3.2.3 Influência dos parâmetros de soldagem por PTA modo fusão.....	16
3.2.4 Vantagens e Desvantagens	18
3.3 Resistência ao desgaste.....	19
3.3.1 Introdução	19
3.3.2 Desgaste abrasivo	19
3.3.3 Desgaste por Deslizamento	21
4. Métodos Experimentais	25
4.1 Corpos de Prova	25
4.2 Identificação das Amostras.....	27
4.3 Processo de Deposição	27
4.4 Preparação das Amostras.....	29
4.5 Perfil de Microdureza	30
4.6 Análise Metalográfica.....	31
4.7 Diluição	32
4.8 Stellite 1	33
4.9 Ensaio de desgaste Pino sobre Disco.....	37

5.	Resultados e Discussão.....	40
5.1	Superfície.....	40
5.2	Diluição	45
5.2.1	Diluição por penetração.....	45
5.2.2	EDS - Energy Dispersion Spectroscopy	47
5.3	Microestrutura	51
5.3.1	Microestrutura das amostras da série 1.....	51
5.3.2	Microestrutura das amostras da série 2.....	55
5.4	Microdureza.....	59
5.4.1	Microdureza das amostras da série 1	59
5.4.2	Microdureza das amostras da série 2.....	60
5.4.3	Comparação dos perfis de microdureza das amostras das séries 1 e 2.....	61
5.5	Ensaio de desgaste Pino sobre Disco.....	63
5.5.1	Ensaio de desgaste das amostras da série 1	63
5.5.2	Ensaio de desgaste das amostras da série 2	64
6.	Conclusão	66
7.	Trabalhos Futuros.....	67
8.	Referências Bibliográficas.....	68

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Microestruturas possíveis do Stellite 1, (a) eutética, (b) hipereutética, e (c) hipoeutpética.	11
Figura 3.2: Representação esquemática do diagrama pseudo-binário Co-M ₇ C ₃ . A linha tracejada indica a composição do Stellite 1 [17].	12
Figura 3.3: Diagrama do processo PTA [13].	15
Figura 3.4: Influência da corrente de soldagem e da taxa de deposição na diluição.	17
Figura 3.5: Definição da fração f_{ab} .	20
Figura 3.6: Modelo do contato entre duas irregularidades.	22
Figura 3.7: Taxa de desgaste normalizado e coeficiente de atrito. A área hachurada indica os valores máximo e mínimo medidos para cada condição de processamento [18].	24
Figura 4.1: Microestrutura do aço AISI 410, como fornecido, reativo de Vilella.	26
Figura 4.2: Representação esquemática das amostras.	27
Figura 4.3: Equipamento de PTA Starweld Microstar.	28
Figura 4.4: Representação esquemática do procedimento padrão de determinação do perfil de microdureza.	31
Figura 4.5: Representação esquemática do procedimento empregado para determinar os perfis de microdureza.	31
Figura 4.6: Método para medir diluição por penetração.	32

Figura 4.7: Microestrutura hipoeutética obtida nos experimentos, 200x.	34
Figura 4.8: Microestrutura hipereutética do Stellite 1.	34
Figura 4.9: a) Pó de Stellite 1 lixado e polido. b) Aspecto superficial de um grão de pó do Stellite 1.	36
Figura 4.10: Microestrutura do pó de Stellite 1, onde “c” indica os carbonetos hexagonais.	37
Figura 4.11: Visão geral do equipamento Pino sobre Disco.	39
Figura 5.1: Aspecto superficial das amostras.	41
Figura 5.2: Aspecto dos cordões em corte transversal.	42
Figura 5.3: Porosidades no cordão, a) microporosidades, b) poro de grande dimensão.	43
Figura 5.4: Exemplo de trinca no revestimento revelada por líquido penetrante na amostra A2.	43
Figura 5.5: Perfil de porcentagem de ferro das amostras da série 1.	48
Figura 5.6: Perfil de porcentagem de ferro das amostras da série 2.	48
Figura 5.7: Perfil de porcentagem de ferro.	49
Figura 5.8: Micrografias dos revestimentos sobre aço carbono com baixa taxa de alimentação, C1.	52
Figura 5.9: Micrografias dos revestimentos sobre aço inoxidável austenítico com baixa taxa de alimentação, A1.	53

Figura 5.10: Micrografias dos revestimentos sobre aço inoxidável martensítico com 54
baixa taxa de alimentação, M1.

Figura 5.11: Micrografias dos revestimentos sobre aço carbono com alta taxa de 56
alimentação, C2.

Figura 5.12: Micrografias dos revestimentos sobre aço inoxidável austenítico com alta 57
taxa de alimentação, A2.

Figura 5.13: Micrografias dos revestimentos sobre aço inoxidável martensítico com 58
alta taxa de alimentação, M2.

Figura 5.14: Perfil de microdureza das amostras da série 1. 60

Figura 5.15: Perfil de microdureza das amostras da série 2. 61

Figura 5.16: Perfil de microdureza das 6 amostras. 62

Figura 5.17: Perda de massa no ensaio Pino sobre Disco das amostras da série 1. 64

Figura 5.18: Perda de massa no ensaio Pino sobre Disco das amostras da série 2. 65

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Principais elementos de liga e seus efeitos.	6
Tabela 3.2: Composição química nominal de algumas ligas a base de cobalto.	8
Tabela 3.3: Corrosão de 3 ligas Stellite em ácido mineral a temperatura ambiente.	8
Tabela 3.4: Valores do coeficiente adimensional K para vários materiais deslizando contra aço ferramenta.	22
Tabela 4.1: Composição química nominal do Stellite 1 e dos 3 substratos.	26
Tabela 4.2: Composição química dos substratos medidos por análise química quantitativa.	26
Tabela 4.3: Parâmetros de deposição dos revestimentos.	29
Tabela 5.1: Número de trincas em cada amostra.	44
Tabela 5.2: Diluição média das amostras.	45
Tabela 5.3: Resultados área fundida.	46
Tabela 5.4: Teor de ferro nos revestimentos medido por EDS.	49
Tabela 5.5: Teor de níquel nos revestimentos.	50

SIMBOLOGIA

A	Ampère
A1	Amostra de substrato de aço inoxidável austenítico processada com baixa taxa de alimentação
A2	Amostra de substrato de aço inoxidável austenítico processada com baixa taxa de alimentação
AISI	American iron and steel institute
ASTM	American society for testing and materials
C1	Amostra de substrato de aço carbono processada com baixa taxa de alimentação
C2	Amostra de substrato de aço carbono processada com alta taxa de alimentação
CFC	Cúbico de face centrada
EDS	Spectroscopia de dispersão de energia
EFE	Energia de falha de empilhamento
HC	Hexagonal compacta
M1	Amostra de substrato de aço inoxidável martensítico processada com baixa taxa de alimentação
M2	Amostra de substrato de aço inoxidável martensítico processada com alta taxa de alimentação
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
PTA	Plasma de arco transferido
TIG	Tungsten Inert Gas – processo de soldagem com eletrodo de tungstênio
V	Volt
ZTA	Zona termicamente afetada

1. INTRODUÇÃO

Diversas peças e componentes da indústria estão sujeitos a severas condições de operação, podendo-se citar elevadas temperaturas, ambiente corrosivo e desgaste. Estes componentes necessitam ser protegidos para que apresentem uma maior campanha operacional, procurando aumentar o intervalo entre as intervenções de manutenção. Esta preocupação se justifica não somente com a redução dos gastos de reparo ou troca de componentes, mas principalmente com os lucros cessantes que as paradas de manutenção representam para uma empresa.

Uma das soluções é o chamado endurecimento superficial (*hardfacing*). Esta alternativa consiste na aplicação de um material duro e resistente ao desgaste e/ou corrosão na superfície de um material menos nobre (substrato), através de um processo de soldagem ou aspersão térmica. O resultado concilia o aumento da vida útil do componente com um custo reduzido, obtido através da redução da perda de material, e pelo menor investimento em relação a um componente integralmente construído de material nobre.

Dentro do processo produtivo de uma empresa petroquímica, os equipamentos podem estar sujeitos a diferentes situações de desgaste, podendo-se classificar estas condições entre os diferentes mecanismos, como abrasão, adesão, erosão e cavitação. Além disso, juntamente com o desgaste pode ocorrer corrosão, que contribui ainda mais para a perda de material, podendo-se configurar num mecanismo sinérgico como por exemplo, corrosão-erosão. Mesmo quando se identifica o mecanismo de desgaste operante, a escolha do material mais adequado para aquele serviço depende de um estudo que leve em consideração os demais fatores, tais como: temperatura, tensão imposta e natureza do agente corrosivo. Assim, um componente sujeito a abrasão por exemplo, pode exigir um material de baixa ou elevada dureza dependendo das demais condições.

Os materiais tradicionalmente utilizados em situações de desgaste são as ligas a base de cobalto, que apresentam desempenho superior aos aços, principalmente nos serviços a altas temperaturas. Dentre essas ligas, o mais largamente empregado é o Stellite 6, que é a primeira opção quando se pensa numa liga para resistir a desgaste. Dentro da família Stellite, que hoje comporta mais de 50 ligas, ela se situa numa posição intermediária em termos de composição química. Nessas ligas, o elemento que governa as propriedades mecânicas é o carbono, elemento essencial para a formação dos carbonetos de elevada dureza e resistência ao

desgaste. No Stellite 6 a porcentagem de carbono em peso é de 1,2%, enquanto na família Stellite este percentual varia de 0,1 a 3,3%. O uso generalizado do Stellite 6 vai contra o princípio de otimização, já que em muitos casos seria possível encontrar outro material com desempenho superior.

Atualmente, outra liga que tem ganho destaque é o Stellite 1, que devido à maior porcentagem de carbono (2,5% em peso) apresenta uma maior dureza e melhor resistência ao desgaste a elevada temperatura. Quando adequadamente aplicado apresenta desempenho superior ao Stellite 6. Mas devido à maior quantidade de carbonetos, apresenta maior tendência ao trincamento que o Stellite 6, principalmente durante o processo de deposição.

A principal aplicação destes revestimentos na indústria do petróleo é nas sedes de válvulas, sendo que a *slide valve* do FCC – Craqueamento Catalítico Fluido, a aplicação de maior importância. Esta válvula controla a passagem do catalisador, um pó fino que é responsável pela reação de craqueamento do petróleo. Devido às altas temperaturas em que o processo opera, além da elevada vazão de catalisador, esta etapa do processo é bastante severo do ponto de vista de desgaste. Alguns autores citam esta aplicação como a pior condição de erosão que a indústria enfrenta atualmente.

Os revestimentos podem ser depositados por diversas técnicas de soldagem, como eletrodo revestido, TIG e laser. O trabalho [15] comparou os processos eletrodo revestido, Plasma de Arco Transferido (PTA) e laser na deposição de Stellite 1 e Stellite 6. Segundo o autor, o processo PTA é o mais indicado para revestir grandes equipamentos, enquanto no laser a taxa de deposição é bastante baixa, indicada somente para pequenos componentes. O eletrodo revestido é o processo normalmente empregado, mas foi o que apresentou os revestimentos de menor qualidade, sendo indicado somente para trabalho em campo. O processo PTA vem ganhando destaque devido às vantagens apresentadas em relação às técnicas convencionais, como a elevada produtividade e depósitos de elevada qualidade.

Neste trabalho serão comparados os revestimentos obtidos através da deposição de Stellite 1 pelo processo PTA com duas taxas de alimentação diferentes e com variação no pré-aquecimento. Os depósitos serão feitos sobre três substratos de composição química e microestrutura diferentes. Os revestimentos serão analisados através de sua microestrutura, microdureza, diluição, composição química e resistência ao desgaste por deslizamento. Assim, pretende-se ampliar o conhecimento sobre a técnica de *hardfacing*, procurando obter resultados melhores aos atingidos atualmente.

2. OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são:

- Verificar a influência do substrato nas características dos revestimentos obtidos pela deposição de Stellite 1 por Plasma de Arco Transferido;
- Verificar a influência da taxa de alimentação nas características dos depósitos;
- Comparar as características dos revestimentos quanto à microestrutura, microdureza, composição química e resistência ao desgaste por deslizamento.
- Ampliar o conhecimento sobre as ligas de cobalto, contribuindo para que a aplicação destas ligas seja feita de modo mais eficaz.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ligas de Cobalto

3.1.1 Histórico

A história do cobalto como liga metálica começou com as pesquisas de Elwood Haynes no início do século XX. Ele descobriu a elevada resistência e a natureza inoxidável da liga binária cobalto-cromo. Posteriormente observou o aumento das propriedades mecânicas com a adição de molibdênio e tungstênio. Assim, Haynes registrou em 1907 a patente U. S. 873.745, a primeira deste tipo de liga, e estabeleceu o que é até hoje a base da maioria das superligas de cobalto. Haynes chamou essas ligas de Stellite, que em latin significa estrela, devido ao brilho que ela adquire quando polido [3]. O primeiro emprego desses materiais foi na confecção de ferramentas de corte, devido à elevada resistência que eles apresentavam em altas temperaturas. Os Stellites começaram a ser comercializado em 1917, tendo encontrado grande emprego nas I Grande Guerra na fabricação de munição, e II Grande Guerra como liga resistente ao desgaste e a altas temperaturas. [9, 36]

Haynes também foi o primeiro a reconhecer sua resistência ao desgaste, e a partir de 1922 iniciou-se o uso dessas ligas na confecção de revestimentos duros soldados. Em relação às ligas iniciais, poucas foram as alterações introduzidas, a diferença mais importante é o controle do carbono e do silício, que eram impurezas nas primeiras ligas.

3.1.2 Propriedades do cobalto

O cobalto puro possui duas formas alotrópicas, uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) estável em altas temperaturas e uma hexagonal compacta (HC) estável a baixas temperaturas. A transformação é do tipo martensítica e ocorre por cisalhamento, o que contribui para aumentar a taxa de encruamento. No cobalto puro a transformação ocorre a 417 °C, mas os elementos de liga afetam a transformação. Cromo, tungstênio e molibdênio estabilizam a estrutura HC, enquanto ferro e níquel estabilizam a estrutura CFC. [2]

As propriedades que conferem as características de resistência ao desgaste em altas temperaturas são a baixa energia de falha de empilhamento (EFE), a elevada temperatura de recristalização, e a estrutura CFC metaestável. [36, 37]. A baixa EFE deixa as discordâncias parciais mais separadas, o que dificulta os mecanismos de deslizamento cruzado e escalonamento. Como estes processos requerem recombinação de discordâncias, há um aumento de tensão. Este aumento se traduz em encruamento do material, que é normalmente considerado benéfico para a resistência ao desgaste. [36, 42].

O trabalho [7] cita que o cobalto apresenta uma temperatura de recristalização maior do que os aços e as ligas a base de níquel. A combinação de baixa EFE e elevada temperatura de recristalização conferem melhor resistência ao desgaste ao cobalto. Baixa EFE acarreta maior capacidade de encruamento a elevadas temperaturas.

3.1.3 As ligas de cobalto

As ligas a base de cobalto atuais são uma combinação complexa de elementos intencionalmente adicionados, com o objetivo de atingir determinadas propriedades específicas. Esses materiais são normalmente endurecidos por uma combinação de carbonetos e por solução sólida.

Os elementos endurecedores por solução sólida são: tântalo, tungstênio, nióbio, cromo e molibdênio, mas todos estes elementos também são formadores de carbonetos. O que determina se estes permanecem em solução ou formam carbonetos é a porcentagem desses elementos e a quantidade de carbono. Os elementos que ficam em solução sólida produzem outros efeitos além do endurecimento. Cromo melhora a resistência à corrosão a quente e a resistência à oxidação. Níquel é adicionado para estabilizar a estrutura CFC, e molibdênio melhora a resistência a meios corrosivos. A Tabela 3.1 resume os principais elementos de liga, juntamente com seus efeitos. [36]

Tabela 3.1: Principais elementos de liga e seus efeitos.

Elemento	Efeitos
Cromo	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Aumenta resistência à oxidação; - Aumenta a resistência à corrosão a quente; - Promove a formação de carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$.
Molibdênio	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação de carbonetos M_6C; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M.
Tungstênio	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação de carbonetos M_6C; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M.
Tântalo	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M; - Promove a formação de carbonetos MC e M_6C.
Nióbio	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M; - Promove a formação de carbonetos MC e M_6C.
Alumínio	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência à oxidação; - Promove a formação do composto intermetálico $CoAl$.
Titânio	<ul style="list-style-type: none"> - Promove a formação do composto intermetálico Co_3Ti; - Promove a formação do composto intermetálico Ni_3Ti, quando há adição suficiente de níquel. - Promove a formação do carboneto MC.
Níquel	<ul style="list-style-type: none"> - Estabiliza a estrutura FCC; - Promove a formação do composto intermetálico Ni_3Ti.
Boro	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência reduzindo o tamanho de grão; - Formação de precipitados.
Zircônio	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência reduzindo o tamanho de grão; - Formação de precipitados; - Formação de carbonetos MC.
Carbono	<ul style="list-style-type: none"> - Formação de carbonetos tipo MC, M_6C, M_7C_3 e $M_{23}C_6$.
Yttrium	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência à oxidação.
Lantânio	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência à oxidação.

Quanto à aplicação, as ligas a base de cobalto podem ser separadas em três grupos: liga resistente ao desgaste, material estrutural para altas temperaturas, e material resistente à corrosão. Das três aplicações, é como material resistente ao desgaste que as ligas de cobalto ganharam maior destaque.

O desenvolvimento das ligas de cobalto para altas temperaturas teve seu início na 2ª Grande Guerra quando começaram a ser desenvolvidas as turbinas aeronáuticas [6]. Esta nova aplicação exigia materiais que resistissem a temperaturas e tensões maiores. Observou-se que as ligas de cobalto apresentavam maior resistência à fluência comparado com as ligas ferrosas. As ligas de cobalto designadas para altas temperaturas possuem baixo carbono e adição de níquel e tungstênio, além de normalmente serem trabalhadas. A função do níquel é estabilizar a estrutura CFC, enquanto que o tungstênio promove endurecimento por solução sólida e a formação de carbonetos. A quantidade de carbono geralmente fica entre 0,25 e 1%, podendo ser adicionado nitrogênio para substituir o carbono. Um exemplo desta liga é o Haynes 25, que é uma liga Co-Ni-Cr-W que combina resistência em altas temperaturas (até 980 °C), e resistência a meios oxidantes e sulfurosos, sua composição química é dada na Tabela 3.2.

As ligas de cobalto resistentes à corrosão aliam alta resistência com tenacidade, e possuem baixos teores de carbono para minimizar a formação de carbonetos. Normalmente as ligas são trabalhadas, podendo ser fornecidas nas condições encruada, ou encruada/envelhecida. Um exemplo deste tipo de liga é o Ultimet, cuja composição química é dada na Tabela 3.2. O fabricante indica a liga para condições de corrosão com ácidos oxidantes e corrosão localizada. Além disso, recomenda para situações de desgaste, principalmente cavitação e erosão. Devido ao baixo carbono (0,06%), possui excelente soldabilidade, não exigindo pré-aquecimento. O Stellite 21 é uma liga de menor teor de carbono, e que emprega molibdênio ao invés de tungstênio para endurecer por solução sólida. Devido ao molibdênio e da maior parte do cromo estar em solução, esta liga possui maior resistência à corrosão do que os Stellites 1 e 6. [9]

As ligas resistentes ao desgaste possuem boa resistência à corrosão, apresentando ótimo comportamento em ambiente atmosférico. Sob meio ácido, possuem resistência semelhante a um aço inoxidável austenítico com molibdênio, conforme mostra a Tabela 3.3. Os resultados mostram uma comparação da taxa de corrosão por perda de massa em 3 meios, ácido nítrico, ácido sulfúrico e ácido hidrocloreídrico. Em ácido sulfúrico os Stellites 6 e 12 apresentaram corrosão por pite e resultados variáveis. Em ácido hidrocloreídrico o Stellite 6

corroe numa taxa progressiva à medida que a concentração aumenta. O Stellite 1 mostrou boa resistência aos 3 ácidos, e no caso do ácido sulfúrico, foi superior ao aço inoxidável. [6]

Tabela 3.2: Composição química nominal de algumas ligas a base de cobalto.

Nome comercial	Composição nominal (percentagem em peso)								
Elemento de liga	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn
Stellite 1	Saldo	31,0	12,5	1,0	2,5	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 1 (nova)	Saldo	31,0	13,0	-	2,45	Máx 2,5	Máx 3,0	1,0	1,0
Stellite 6	Saldo	28,0	4,5	1,0	1,2	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 12	Saldo	30,0	8,3	1,0	1,4	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 21	Saldo	28,0	-	5,5	0,25	2,0	2,5	2,0	1,0
Stellite 238	Saldo	26,0	-	3,0	0,1	20,0	-	1,0	1,0
Stellite 190	Saldo	26,0	14,0	-	3,3	Máx 2,5	1,0	1,0	0,5
Ultimet	Saldo	26,0	2,0	5,0	0,06	3,0	9,0	0,3	0,8
Tribaloy T-800	Saldo	18,0	-	28,0	Máx 0,08	Máx 1,5	Máx 1,5	3,4	-
Haynes 25	Saldo	20,0	15,0	-	0,1	Máx 3,0	10,0	Máx 0,4	1,5

Tabela 3.3: Corrosão de 3 ligas Stellite em ácido mineral a temperatura ambiente.

Perda de peso em mg por dm ² por dia											
Material	Ácido nítrico			Ácido sulfúrico				Ácido hidrocloreídrico			
	5%	20%	50%	10%	30%	55%	74%	2%	10%	20%	37%
Stellite 6	0,6	1,3	3,5	1,9	variável	variável	variável	406	965	>1000	>1000
Stellite 12	0,3	2,4	5,5	0,7	variável	variável	variável	152	853	546	530
Stellite 1	0	2,7	2,7	0	1,1	0	0,8	2,2	488	283	151
Aço inox 18-8-3 Mo	3,3	1,9	2,2	1,2	58	>1000	246	184	325	319	-

As ligas resistentes ao desgaste podem ser de dois tipos: Laves (chamadas também de intermetálicos) ou carboneto. Durante muito tempo as fases Laves eram evitadas pelos metalurgistas devido à perda de ductilidade em temperaturas elevadas. As fases Laves são intermetálicos molibdênio-silício, que são estáveis até 788°C, o que faz com que essas ligas retenham sua dureza em temperaturas ainda maiores do que as ligas tipo carboneto. As primeiras ligas dessa família foram desenvolvidas pela Dupont nos anos 70, e foram chamadas de Tribaloy. Eles descobriram que grandes quantidades de molibdênio e silício formavam durante a solidificação um composto intermetálico duro e resistente à corrosão.

Nestas ligas, o carbono é mantido no menor nível possível para evitar a precipitação de carbonetos. Além da resistência à corrosão, as fases Laves conferem resistência à abrasão, e ao desgaste metal-metal, mas reduzem a ductilidade. [9, 33]

As ligas do tipo carboneto são endurecidas por uma combinação de solução sólida e carbonetos de elevada dureza, onde os Stellites representam a principal família deste tipo de liga. [10] A principal diferença entre essas ligas é a quantidade de carbono, que é o fator que determina a fração volumétrica de carbonetos, a dureza a temperatura ambiente, e a resistência à abrasão. [10]. Os elementos formadores de carbonetos mais comuns são cromo, tungstênio e molibdênio. A Tabela 3.1 apresenta os elementos formadores de carboneto, juntamente com os tipos de carbonetos formados. O principal carboneto presente é o carboneto de cromo do tipo M_7C_3 , apesar do carboneto $M_{23}C_6$ ser muito comum em ligas de baixo carbono [29]. Outros elementos que formam carbonetos são o tungstênio e o molibdênio, mas o tungstênio é mais eficaz no aumento de resistência por solução sólida, enquanto o molibdênio confere maior resistência a meios corrosivos.

Os Stellites compõem hoje uma família de 57 ligas, que em termos de composição química são classificadas como ligas quaternárias Co-Cr-W-C. O cromo varia entre 19 e 35%, e está presente em todas as ligas atuais. Tungstênio e molibdênio não são elementos obrigatórios, sendo que o tungstênio é encontrado na composição de 72% das ligas, e o molibdênio em 58% das ligas existentes. Naquelas em que se faz presente, tungstênio varia entre 0,5 e 19%, e molibdênio varia entre 0,25 e 18%. Carbono é o elemento que rege a formação de carbonetos, que varia entre 0,1 e 3,3%. O Stellite 238 é um exemplo de liga com 0,1% de carbono, enquanto o Stellite 790 é o membro da família com maior porcentagem de carbono, 3,3%. A composição destas ligas é dada na Tabela 3.2. O Stellite 790 é indicado para condições de trabalho onde há abrasão severa, mas que não submeta o material a choques térmicos ou mecânicos. Devido ao elevado teor de carbono, deve-se tomar o cuidado de evitar tensões durante a deposição, pois o resfriamento pode ocasionar o aparecimento de trincas. O Stellite 238 é uma liga Co-Fe-Cr, desenhada para a confecção de matrizes de forjamento. Devido ao baixo carbono, a liga possui excelente resistência a choques mecânicos e térmicos. Molibdênio é adicionado para aumentar a dureza a quente.

Apesar do elevado número de ligas Stellite, várias pesquisas têm sido realizadas com o objetivo de se obter ligas com propriedades superiores aos atualmente existentes no mercado. A maioria destes trabalhos procura adicionar carbonetos ou elementos que formem fases duras ao Stellite 6, como Cr_3C_2 , silício [23], e carbeto de silício [1].

3.1.4 A superliga de cobalto Stellite 1

O Stellite 1 é uma liga com 2,5% de carbono, o que lhe confere elevada dureza e resistência à abrasão devido à grande quantidade de carbonetos presentes. Em [2] o autor classifica o Stellite 1 como uma liga hiperutética, com uma microestrutura composta de 27% de M_7C_3 e 1,5% de M_6C . A elevada dureza do carboneto de cromo (1.600 kg/mm^2) confere uma boa dureza ao Stellite 1, que varia entre 51 e 58 HRc na condição como fundido [12].

Recentemente a composição do Stellite 1 foi modificada pelo fabricante. As principais alterações foram a redução do carbono de 2,5 para 2,45%, o aumento de tungstênio de 12,5 para 13%, e a exclusão do molibdênio.

Segundo [18] as ligas com menos de 2% de carbono são hipoeutéticas e as ligas com mais de 2,5% de carbono são hipereutéticas. Entretanto, [3] apresenta três diferentes microestruturas para esta liga. Empregando os processos TIG, oxiacetilênico e MIG/MAG para a deposição de revestimentos de três camadas, obteve-se respectivamente microestruturas eutética, hipereutética e hipoeutética, Figura 3.1. O trabalho [17] mostra um diagrama pseudo-binário construído através de um programa, reproduzido na Figura 3.2. Segundo o estudo, a solidificação das ligas Stellite pode ser assumida como sendo de acordo com o diagrama de fase pseudo-binário entre a fase cobalto CFC e a fase carboneto M_7C_3 . Este diagrama sugere que o ponto eutético se encontra em torno de 2,6 % de carbono, enquanto o Stellite 1 possui 2,5%, que é indicado na figura pela linha tracejada.

Analizando estes trabalhos, não é possível chegar a uma conclusão sobre a real microestrutura do Stellite 1. Apesar da afirmação de [2] de que o Stellite 1 é hipereutético, o trabalho [17], somado às micrografias apresentadas no por [3], não permite uma conclusão sobre isso.

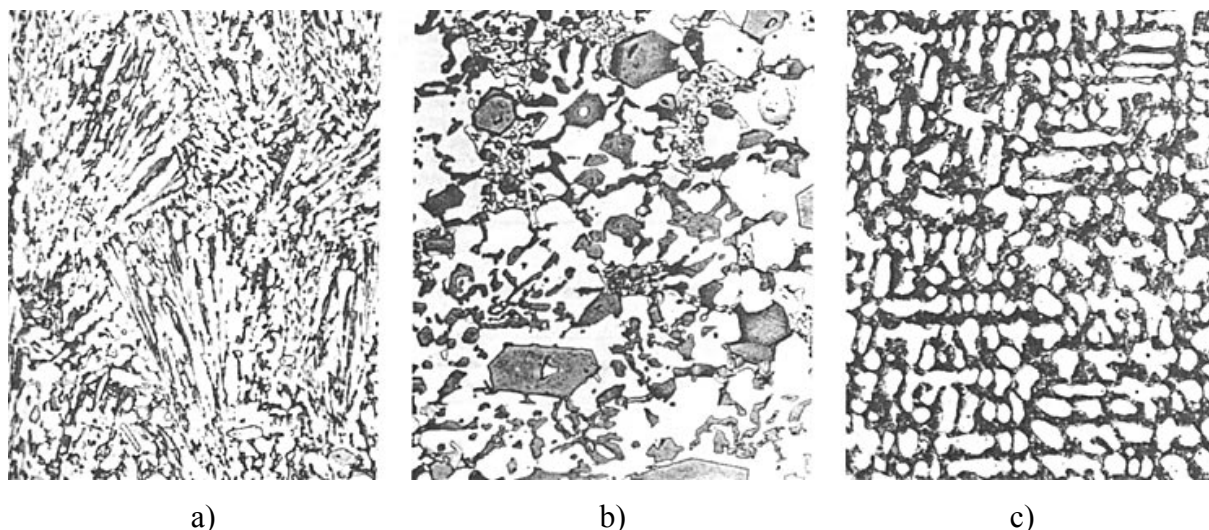


Figura 3.1: Microestruturas possíveis do Stellite 1, (a) eutética, (b) hipereutética, e (c) hipoeutética.

A microestrutura hipereutética do Stellite 1 costuma ser descrita como composta de carbonetos ricos em cromo do tipo M_7C_3 rodeado pelo eutético.

O trabalho [5] pode ajudar a compreender este comportamento, o autor emprega uma chama com excesso de combustível com o propósito de adicionar carbono à liga Stellite 6 a ser depositada. Isto explicaria as diferentes microestruturas mostradas na Figura 3.1. A explicação seria: o processo oxiacetilênico teria adicionado carbono à liga, gerando a microestrutura hipereutética, Figura 3.1-b. Enquanto isso, o MIG/MAG não teria sido eficaz na proteção durante a deposição, resultando numa microestrutura hipoeutética, decorrente da oxidação de elementos de liga do Stellite 1, Figura 3.1-c. Já o TIG, promoveu uma melhor proteção que o MIG/MAG, produzindo uma microestrutura eutética, Figura 3.1-a.

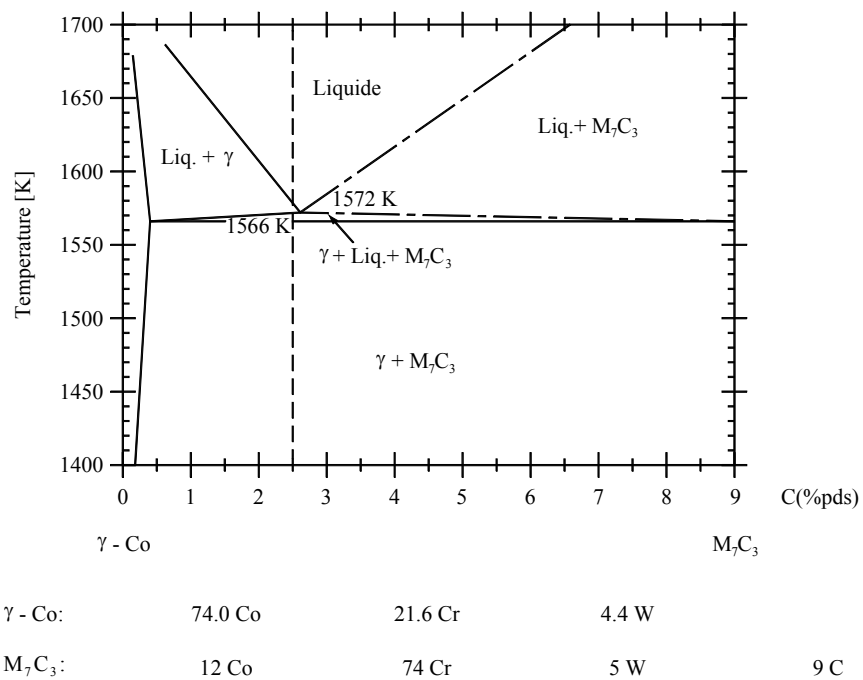


Figura 3.2: Representação esquemática do diagrama pseudo-binário Co-M₇C₃. A linha tracejada indica a composição do Stellite 1 [17].

3.2 Plasma de Arco Transferido

3.2.1 Introdução

O processo de soldagem Plasma de Arco Transferido (PTA) começou a ser estudado na década de 50, e foi introduzido na indústria no início dos anos 60. No início o processo era considerado muito sofisticado devido à abundância de parâmetros que tinham de ser ajustados e controlados. Por isso era empregado somente em situações onde os processos convencionais não podiam atender. Somente com os recentes desenvolvimentos dos equipamentos, especialmente o controlador microprocessado e a tecnologia de controle automático a preços razoáveis tornaram o processo viável. Somado a isso, o conhecimento da influência dos diferentes parâmetros de soldagem levaram este processo à posição de liderança na área de revestimentos por soldagem. [25]

O desenvolvimento desta técnica ocorreu a partir de modificações do processo *Tungsten Inert Gas* (TIG), através da inclusão de um bocal na tocha de soldagem. Ambos os processos utilizam um cátodo de tungstênio não consumível, que é responsável por produzir a fonte primária de calor, e uma proteção do arco com gás inerte contra a contaminação atmosférica. A principal diferença entre os dois processos é que no PTA o eletrodo fica confinado dentro do bocal, o que promove um aumento da densidade de energia, possibilitando maiores taxas de deposição, menor diluição e cordões de boa qualidade. O aumento de temperatura obtido pelo processo pode ser entendido quando se pensa na condução elétrica num fio metálico. Para uma dada corrente elétrica, a redução do diâmetro do condutor acarreta no aumento da resistência. Para manter a mesma corrente, é necessário aumentar a tensão e como consequência a temperatura do fio condutor se eleva.

Os processos de soldagem a plasma podem ser utilizados em 2 modos de operação: por fusão (*melt-in*), ou pela técnica chamada de “buraco de fechadura” (*keyhole*). O modo *melt-in* é similar ao processo TIG, onde o arco penetra uma certa profundidade do substrato, fundindo uma porção côncava do mesmo. No modo *keyhole* o arco penetra toda a espessura do metal base, formando um orifício concêntrico, que dá origem ao termo *keyhole*. À medida que a tocha é deslocada, o metal fundido flui em seu entorno, e solidifica atrás dele [20]. O modo *keyhole* opera com correntes mais elevadas, acima de 100 ampères. Já o modo *melt-in* varia de 0,1 a 100 ampères, sendo que de 0,1 a 15 ampères costuma ser designado como micro-plasma. Esta divisão não é rígida, ocorrendo sobreposição entre elas [20].

O plasma, que é considerado o quarto estado da matéria, é descrito como um gás parcial ou totalmente ionizado e eletricamente condutor. O gás é formado por moléculas e se dissocia em átomos quando energizado. Se esta energização continua, os átomos perdem elétrons tornando-se ionizado. Além da ionização, o plasma converte a energia recebida em calor, que é utilizada no processo para fundir o metal de adição e o metal base. Estes fatores, juntamente com a constrição do arco, permitem que se atinjam temperaturas da ordem de 30.000°C.

3.2.2 Equipamento e princípio de operação de PTA modo fusão

Os itens básicos de um equipamento PTA são:

- unidade de potência;
- unidade de controle de plasma;
- resfriamento de água;
- tocha de soldagem;
- sistema de suprimento de gás para formação e proteção do arco.

A unidade de potência é quem fornece a energia para o sistema de soldagem. Esta unidade é equipada com um controlador, que regula a seqüência do fluxo dos gases, a iniciação do arco, a corrente de soldagem, e as rampas de subida e descida dos parâmetros.

A unidade de controle de plasma controla separadamente os fluxos de gás de plasma e de proteção, além de incorporar o circuito de alta frequência do arco piloto. A Figura 3.3 mostra esquematicamente um equipamento de PTA.

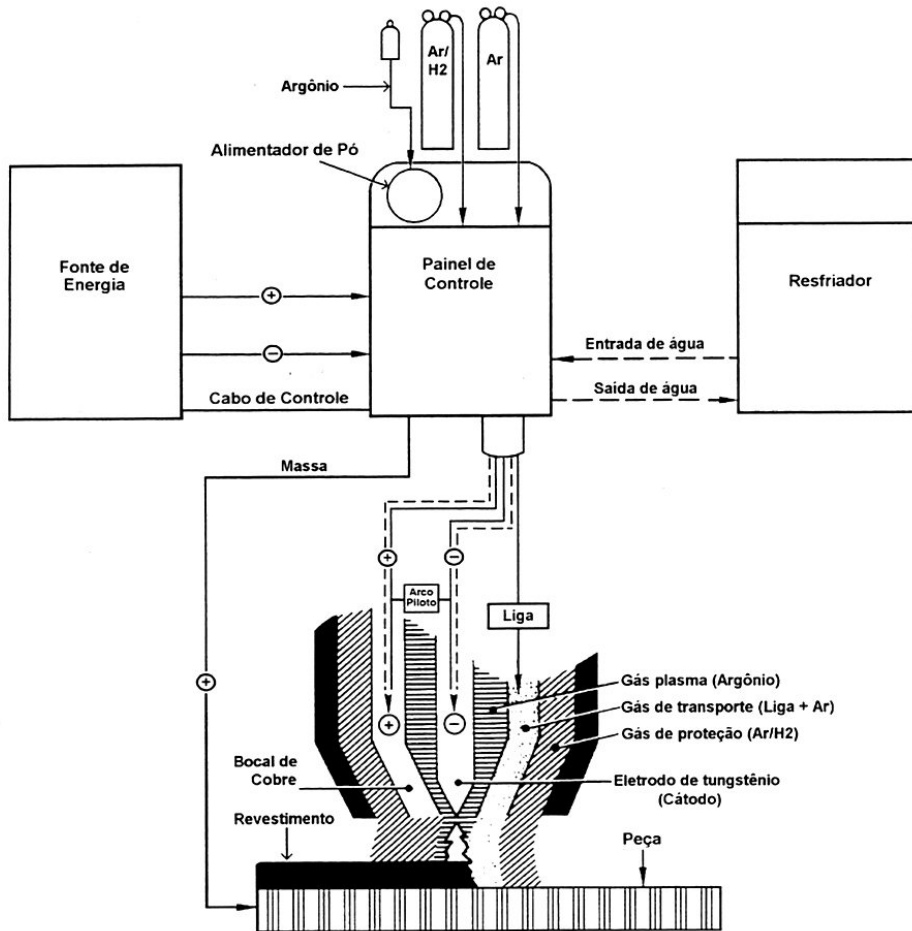


Figura 3.3: Diagrama do processo PTA [13].

A tocha tem como função fixar o eletrodo e direcionar o arco. Possui um conjunto de pinças para a fixação do eletrodo de uma liga de tungstênio e canais para a passagem de gás e da água de refrigeração. Possui ainda um bico de cobre com o orifício para a constrição do arco e um bocal de cerâmica para a isolação e proteção do soldador. Hoje existe uma grande variedade de tochas disponíveis no mercado, com diferentes faixas de potência, tamanho, manual ou automatizada. Entretanto, a construção é basicamente a mesma em todos os casos.

O orifício de passagem de gás e do arco varia de acordo com a corrente elétrica empregada, e seu diâmetro influencia a intensidade e a concentração do arco. Alguns possuem somente um orifício central, enquanto outros possuem orifícios auxiliares. A tocha é resfriada por um fluxo de água para evitar o seu superaquecimento, aumentando a vida útil de seus componentes.

3.2.3 Influência dos parâmetros de soldagem por PTA modo fusão

A soldagem PTA normalmente emprega corrente contínua com polaridade direta. Todavia, vários estudos têm sido conduzidos com o objetivo de verificar a aplicabilidade de outros modos, como polaridade inversa e corrente alternada retangular, senoidal ou pulsada.

O processo PTA emprega 2 arcos ajustáveis independentes. O arco piloto se forma entre o eletrodo de tungstênio e o bocal de cobre dentro da tocha (arco não transferido). O arco piloto é aberto por um gerador de alta frequência. Quando a tocha é levada próximo à peça, ou quando a corrente de soldagem é iniciada, o arco é transferido do eletrodo para a peça (arco transferido). Assim que o arco principal é formado, o arco-piloto é extinto, voltando a ser formado quando o arco-principal é desligado.

Devido à constrição do bocal, o arco plasma apresenta um formato cilíndrico, ao invés de uma forma cônica típica do TIG. Por isso o arco plasma é menos sensível a variações da distância tocha-peça, permitindo a utilização de comprimentos de arco bem maiores que no TIG, além de produzir soldas homogêneas mesmo com mudanças no comprimento do arco.

A capacidade de produzir cordões de baixa diluição é considerada uma das principais características do processo PTA utilizado no depósito de revestimentos. Apesar disso, são poucos trabalhos encontrados que discutem a influência de cada parâmetro na diluição do cordão. [19] afirma que o parâmetro de maior influência na diluição é a corrente de soldagem. Ele mostra num gráfico a influência da corrente e da taxa de alimentação no grau de diluição, Figura 3.4. Por este trabalho percebe-se que a diluição aumenta com a elevação da corrente, com a redução da taxa de alimentação, e com a maior vazão do gás de plasma.

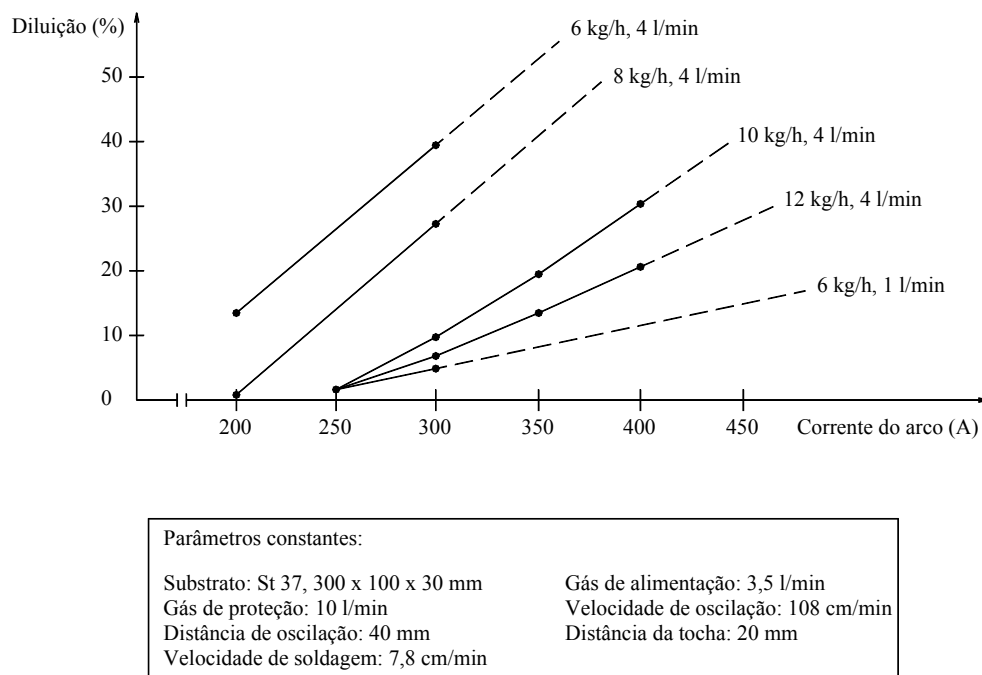


Figura 3.4: Influência da corrente de soldagem e da taxa de deposição na diluição.

O equipamento de PTA emprega 3 fluxos de gás, proteção, plasma, e alimentação. As vazões e composições desses 3 gases podem ser controlados separadamente, mas em muitos casos emprega-se somente argônio para as 3 finalidades.

O argônio é normalmente o gás preferido para o gás de plasma, porque promove uma proteção efetiva, apresenta uma menor taxa de erosão do eletrodo e do bocal, e um menor custo que o hélio.

A escolha do gás de proteção é em função do metal base a ser soldado. Pode-se empregar argônio com adições de hélio e/ou hidrogênio. Hélio e misturas de hélio com argônio desenvolvem uma maior energia do plasma, aumentando a sua temperatura. O hélio resulta em arcos mais largos do que o argônio porque produz uma tensão de arco maior. A adição de hidrogênio ao argônio em até 15% promove um arco de maior temperatura e uma atmosfera levemente redutora [41].

A distância do eletrodo à face externa do bocal influencia o grau de constrição do arco, e conseqüentemente na rigidez do arco e na penetração da solda. Quando se deseja arcos rígidos e constritos, deve-se utilizar o valor máximo permitido pelo fabricante da tocha.

Reduzindo o recuo do eletrodo, a largura do cordão aumenta, obtendo-se cordões com menor penetração.

Por outro lado, o ângulo da ponta do eletrodo não possui influência na penetração do cordão, e é normalmente mantido em 30°. [24]

3.2.4 Vantagens e Desvantagens

As vantagens comumente associadas ao processo PTA são [19, 20, 32, 41]:

- baixa diluição, chegando até a 2% segundo fabricantes;
- alta produtividade, de até 10 kg/h;
- depósitos de boa qualidade;
- maior facilidade para automatizar;
- maior concentração de energia e densidade de corrente;
- menor distorção;
- menor nível de descontinuidades, reduzindo o número de retrabalhos e descartes;
- alimentação em pó, o que o torna mais flexível na elaboração de novas ligas;
- controle preciso dos parâmetros, que garante maior uniformidade entre os lotes;
- maior tolerância quanto à variação da distância tocha-peça;
- melhor controle do aporte térmico possibilita a redução da diluição, e conseqüentemente a redução da espessura do revestimento para obter as mesmas propriedades. Além disso, ajuda a regular o tamanho e a dureza da zona termicamente afetada (ZTA), e portanto a tendência ao trincamento devido ao crescimento de grão, transformação martensítica ou envelhecimento.

As desvantagens são:

- maior custo em relação a um equipamento TIG;
- maior consumo de gases;
- equipamento de maior complexidade, o que gera maior custo de manutenção;
- exigência de mão-de-obra mais qualificada.

3.3 Resistência ao desgaste

3.3.1 Introdução

Numa planta petroquímica o processo produtivo impõe severas condições de serviço a seus componentes. Estas condições degradam a planta como um todo reduzindo a vida útil de seus componentes, exigindo seu reparo ou troca. Corrosão, desgaste, cavitação e fadiga são alguns dos mecanismos responsáveis pela deterioração de uma planta industrial. O estudo pormenorizado leva a diversas condições particulares. Assim, pode-se ter por exemplo, desgaste abrasivo, erosivo, por deslizamento dentre outros. Pode ocorrer ainda a combinação desses diferentes agentes, resultando num efeito sinérgico como corrosão-erosão ou corrosão-fadiga, onde o dano ao material é maior que a soma de cada um separadamente.

Quando se procura um material para resistir ao desgaste, é comum se pensar num material de elevada dureza. Porém, uma seleção criteriosa deve levar em conta as demais condições de serviço. Materiais duros e frágeis não são adequados quando há choque mecânico ou térmico envolvido. E nada adianta o material resistir bem ao desgaste se o meio é corrosivo e aquele material apresenta elevada perda naquele meio. É por isso que se costuma dizer que “Resistência ao desgaste não é propriedade mecânica”. A rigor não se pode falar que determinado material é resistente ao desgaste, cada caso pede um mínimo de estudo das condições envolvidas.

3.3.2 Desgaste abrasivo

Segundo [42], a teoria de desgaste abrasivo está centrada no conceito de um único riscamento. A razão entre o volume de material removido em relação ao sulco do desgaste pode ser descrita pela fração f_{ab} definida na Figura 3.5.

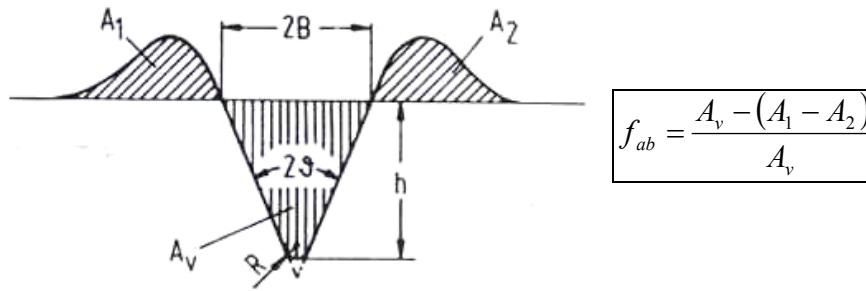


Figura 3.5: Definição da fração f_{ab} .

Onde A_v é a área do sulco medido numa seção transversal à direção do riscamento ($A_1 + A_2$) são as áreas de material deslocado por deformação plástica para as bordas do risco. Assim, pode-se definir:

Microsulcamento ideal, quando $f_{ab} = 0$ ou seja, não há remoção de material, somente deformação plástica;

Microcorte: $f_{ab} = 1$, o material removido corresponde exatamente ao volume do sulco;

Microtrincamento: $f_{ab} > 1$, o material vizinho ao risco sofre trincamento, de modo que o volume removido é maior do que a do sulco.

Vários trabalhos têm sido feitos procurando saber a influência de cada variável na resistência à abrasão. Estudando Stellite 6 depositado por laser cladding, os trabalhos [29, 30] estudaram a influência de alguns fatores que influenciam a resistência ao desgaste. Ele observou que o aumento da dureza do Stellite conduz a uma mudança de mecanismo de microcorte para microtrincamento. O início do microtrincamento depende da tenacidade à fratura do material (K_{IC}). Abaixo de um determinado valor crítico, o microtrincamento se torna o mecanismo predominante. Vários fatores afetam o K_{IC} do material, como tensão residual, pressão aplicada, e as propriedades do abrasivo, como dureza, tamanho e acuidade. Mas em abrasão de menor severidade, a resistência ao desgaste foi função somente da dureza.

A temperatura também influencia o mecanismo de desgaste. No trabalho [22] os autores observaram deformação e sulcamento a 50 °C, e acima desta temperatura, microtrincamento e fadiga por delaminação também passaram a ser observados na superfície desgastada. Além da mudança do mecanismo de desgaste, outro fenômeno observado é a transferência de material do disco para o pino em temperaturas acima de 250 °C.

Além disso, comparou também o comportamento ao desgaste variando-se a sobreposição. Comparou o desempenho com sobreposição de 20, 30 e 50%. Os testes foram feitos no bloco sobre anel, volante de borracha com areia seca, e com teste de desgaste com atrito oscilante. As amostras com 50% de sobreposição apresentaram menor rugosidade superficial e maior dureza, o que conferiu uma maior resistência ao desgaste nas condições estudadas.

3.3.3 Desgaste por Deslizamento

O desgaste por deslizamento (*sliding*) é aquele que ocorre quando duas superfícies sólidas deslocam uma sobre a outra. Muitos autores consideram o desgaste adesivo como um sinônimo de deslizamento. O mais correto é considerar a adesão um fenômeno que pode ocorrer no deslizamento. O termo *sliding* é mais geral, abrangendo ainda os mecanismos de *scuffing*, *scoring* e *galling*.

Scuffing se refere a danos superficiais localizados onde ocorre micro soldas no estado sólido, é um mecanismo que ocorre em deslizamento a altas velocidades. O termo *scoring* às vezes é empregado como sinônimo de *scuffing*, ou quando há riscamento com partículas abrasivas junto com deslizamento. *Galling* é uma forma mais severa de *scuffing*, ocorre a baixas velocidades em deslizamento sem lubrificante, é caracterizada pela elevada rugosidade superficial e transferência ou remoção de fragmentos de material. [21]

A teoria básica do desgaste por deslizamento foi elaborada originalmente por Holm e Archard. É um modelo simples que leva em conta as principais variáveis deste modo de desgaste. A severidade é dada em termos do coeficiente K que é largamente empregado. O modelo assume que o contato entre duas superfícies ocorre onde as irregularidades dos materiais se tocam. A área de contato entre as superfícies é igual à soma de todas as áreas individualmente. A Figura 3.6 mostra o contato entre duas irregularidades. Assume-se que a área é circular de raio a , e à medida que o deslizamento ocorre, ele passa por um máximo. O deslizamento conduz à formação e destruição contínua de contatos individuais. O desgaste é associado com o destacamento de fragmentos de material das irregularidades, e o volume de material removido depende do tamanho da irregularidade.

Destes princípios chega-se à equação de desgaste de Archard:

$$Q = \frac{KW}{H}$$

Onde:

Q é o volume de desgaste por deslizamento;

W é a carga normal;

H é a dureza da superfície de menor dureza;

K é o coeficiente de desgaste, que é adimensional e meor do que a unidade.

O coeficiente K é extremamente importante, indicando a severidade do processo de desgaste. A Tabela 3.4 mostra alguns valores do coeficiente medido no ensaio pino sobre anel. Importante ressaltar que os valores são referentes a condições específicas do ensaio.

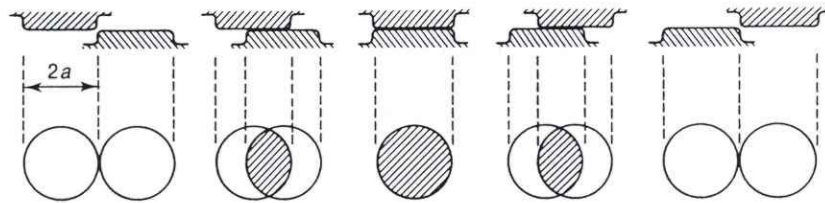


Figura 3.6: Modelo do contato entre duas irregularidades.

Tabela 3.4: Valores do coeficiente adimensional K para vários materiais deslizando contra aço ferramenta.

Material	Coeficiente de desgaste, K
Latão α/β	6×10^{-4}
PTFE	$2,5 \times 10^{-5}$
Aço carbono	7×10^{-3}
Aço ferramenta	$1,3 \times 10^{-4}$
Aço inoxidável ferrítico	$1,7 \times 10^{-5}$
Stellite 1	$5,5 \times 10^{-5}$

Como a equação de Archard leva em conta somente poucos parâmetros, outros estudos têm mostrado como outros fatores influenciam a resistência ao desgaste por deslizamento. [18] fez um estudo caracterizando a resistência ao desgaste por deslizamento do Stellite 6 depositado por laser cladding. Utilizando o teste de pino sobre disco (90% WC - 10% Co), carga entre 5 e 80 kg, e velocidade entre 0,5 e 10 m/s. Os resultados indicam que o desgaste por deslizamento resultou de pelo menos dois mecanismos. Desgaste médio ocorre a baixas cargas ou baixas velocidades de deslizamento, conduzindo a um regime “oxidativo”, onde a taxa de desgaste é controlada essencialmente pela cinética de formação do óxido, além das propriedades mecânicas e termomecânicas do óxido. A microestrutura não é a característica mais importante nestas condições. Com cargas maiores ou elevadas velocidades de escorregamento, ocorre uma transição para um regime de desgaste severo, ocorrendo nucleação e propagação de trincas para a formação de cavacos de desgaste.

[34] também estudou as propriedades do óxido no desgaste por deslizamento. A quebra dos óxidos é causada principalmente por fracionamento repetitivo das duas superfícies, em outras palavras, o mecanismo é basicamente de fadiga. A camada óxida do Stellite 6 possui uma espessura entre 6 e 12 μm , são muito duros e aderem bem à matriz. Quando a temperatura da superfície de contato sobe acima de 700 °C, ou quando a carga aumenta acima de um ponto crítico, o desgaste se torna severo.

[18] também estudou a influência da microestrutura, da dureza, da diluição e da composição química sobre a resistência ao desgaste. Para isso ele preparou seis amostras, sendo uma fundida e cinco revestidas por laser cladding. A amostra fundida foi a que resultou na estrutura mais grosseira (cast). Estruturas mais finas foram obtidas variando-se os parâmetros de deposição do laser cladding, obtendo-se mais três estruturas com graus diferentes de refinamento (fast, intermediate, e slow). Uma quinta amostra foi feita com o objetivo de se atingir um maior grau de diluição (dilution). A última recebeu uma modificação na composição química, adicionando-se 5% de Cr_3C_2 ao pó de Stellite 6 (modified).

A dureza é fortemente dependente da microestrutura, em particular do tamanho das dendritas. Constatou-se uma diferença de até 30% nos valores de dureza, comparando a amostra fundida, e o depositado a laser no modo *fast*. Esta diferença correspondeu a um refinamento de aproximadamente 30 vezes, medido através do espaçamento entre os braços secundários das dendritas. A dureza também é influenciada pela composição química, em particular pelos elementos que modificam a energia de falha de empilhamento. A estrutura grosseira possui a vantagem de apresentar um coeficiente de atrito menor, como pode ser

observado na Figura 3.7. Pode-se adicionar vários elementos de liga de forma a melhorar o desempenho ao desgaste, particularmente os elementos que diminuem a energia de falha de empilhamento. Quando o substrato possui níquel ou ferro, deve-se evitar a diluição ao máximo, pois são elementos que aumentam a energia de falha de empilhamento.

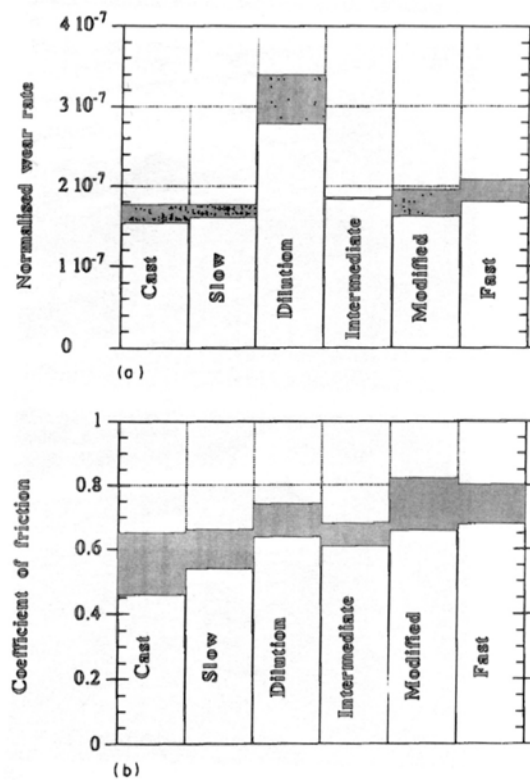


Figura 3.7: Taxa de desgaste normalizado e coeficiente de atrito. A área hachurada indica os valores máximo e mínimo medidos para cada condição de processamento [18].

4. MÉTODOS EXPERIMENTAIS

4.1 Corpos de Prova

Os corpos de prova deste trabalho foram preparados com três substratos diferentes: aço carbono AISI 1020, aço inoxidável austenítico AISI 304, e aço inoxidável martensítico AISI 410. Os três substratos são materiais de uso comum na indústria petroquímica, e foram escolhidos porque representam três importantes classes de aços. A diferença entre os substratos reside não só na microestrutura, mas também na composição química. O aço AISI 1020 possui microestrutura ferrítica, com o carbono como elemento de liga; o aço AISI 410 possui microestrutura martensítica e ferrítica com carbono e cromo como elementos de liga; e o aço AISI 304 possui estrutura austenítica ligado com carbono, cromo e níquel. Quando o AISI 410 foi escolhido, o objetivo era empregar um substrato com microestrutura puramente martensítica. Apesar da literatura em geral classificá-lo como martensítico, a microestrutura observada ao microscópio se mostra como uma combinação de ferrita e martensita, como a da Figura 4.1. No material fornecido, a fase ferrítica possui uma dureza média de HV0,05 igual a 206,6, e a fase martensítica uma dureza média de HV0,05 413,4. Foram executadas duas tentativas de se obter a microestrutura 100% martensítica, temperando amostras em duas temperaturas 950 e 1100°C e resfriando em óleo, como indicado em [40], mas em ambos os casos a microestrutura não apresentou diferenças significativas.

As placas utilizadas como substrato foram usinadas nas dimensões 150 x 100 x 12mm, e posteriormente jateadas com óxido de alumínio para a remoção de óxido, óleo e sujeira. Sobre elas foram depositadas cordões de Stellite 1 no sentido longitudinal, por meio do processo de soldagem Plasma de Arco Transferido (PTA). A Tabela 4.1 apresenta a composição química nominal do Stellite 1 e dos substratos, e a Tabela 4.2 mostra a composição química dos substratos levantados por análise química quantitativa através do espectrofotômetro Spectrolab da Spectro Analytical Instruments.

Os valores medidos estão muito próximos da composição nominal. A exceção é a porcentagem de carbono do AISI 410, que é de 0,098% contra 0,15% da composição nominal. Esta diferença pode ter reduzido a temperabilidade do material, justificando assim a presença da ferrita em sua microestrutura.

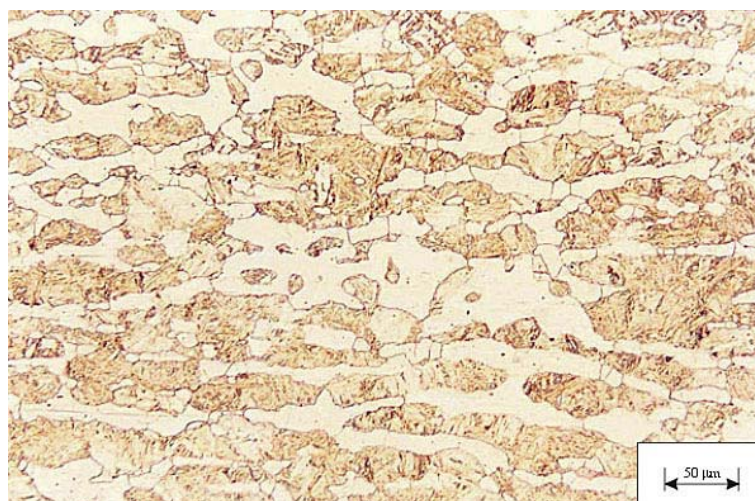


Figura 4.1: Microestrutura do aço AISI 410, como fornecido, reativo de Vilella.

Tabela 4.1: Composição química nominal do Stellite 1 e dos 3 substratos.

	Co	Fe	C	Cr	Ni	W	Mo	Si	Mn
Stellite 1	Saldo	3,0	2,5	31,0	3,0	12,5	1,0	2,0	1,0
AISI 1020	-	Saldo	0,18 - 0,23	-	-	-	-	-	0,3 - 0,6
AISI 304	-	Saldo	0,08	18 - 20	8,0 - 12,0	-	-	1,0	2,0
AISI 410	-	Saldo	0,15	11,5 - 13,5	-	-	-	1,0	1,0

Tabela 4.2: Composição química dos substratos medidos por análise química quantitativa.

	Co	Fe	C	Cr	Ni	W	Mo	Si	Mn
AISI 1020	-	Saldo	0,208	0,122	0,089	-	0,023	0,103	0,658
AISI 304	-	Saldo	0,088	17,580	9,230	0,063	0,337	0,569	1,510
AISI 410	-	Saldo	0,098	12,900	0,538	-	0,104	0,745	0,832

Em cada placa de substrato foram depositados 2 cordões individuais. A distância entre os cordões é de um terço da largura da chapa, como ilustrado na Figura 4.2.

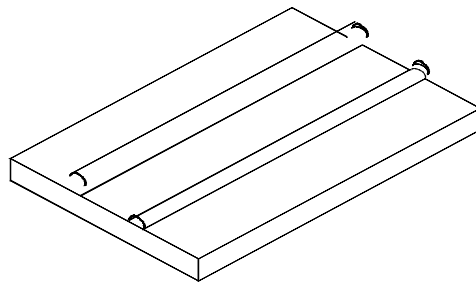


Figura 4.2: Representação esquemática das amostras.

4.2 Identificação das Amostras

As amostras foram identificadas com uma letra e um número. A letra designa o substrato empregado, onde C indica substrato de aço carbono, A aço inoxidável austenítico e M aço inoxidável martensítico. O número indica a condição de processamento; as amostras com índice 1 (C1, A1 e M1) são aquelas processadas com menor taxa de alimentação e com pré-aquecimento, e as amostras com índice 2 (C2, A2 e M2) foram processadas com maior taxa de alimentação e sem pré-aquecimento. O pré-aquecimento foi adotado nas amostras da série 1 com o objetivo de maximizar a diluição e reduzir a tendência de trincamento. Por outro lado, as amostras da série 2 (C2, A2 e M2) teriam menor diluição devido à ausência de pré-aquecimento e à maior taxa de alimentação.

4.3 Processo de Deposição

O equipamento utilizado para depositar os cordões foi o Starweld Microstar, juntamente com a tocha HPH-150 ambos da Delloro Stellite Inc, Figura 4.3. Os parâmetros de deposição empregados na preparação das amostras estão apresentados na Tabela 4.3, onde as principais diferenças entre as duas séries é a taxa de alimentação do pó e o pré-aquecimento. As amostras com menor taxa de alimentação foram pré-aquecidas, seguindo a recomendação da Delloro para os substratos utilizados. As temperaturas recomendadas são 200 a 300 °F (93 a 149 °C) para aço baixo carbono e aço inoxidável austenítico e 400 a 600 °F (204 a 316 °C)

para aço inoxidável martensítico. O pré-aquecimento foi executado através de chama oxiacetilênica, medindo-se a temperatura através de termômetro de contato. O painel de controle fornece os valores de vazão de gás, corrente e tensão empregado. A taxa de alimentação foi medida removendo-se a mangueira de alimentação de pó, direcionando-o para um recipiente. Acionando a pistola por um minuto, recolheu-se o pó fornecido neste intervalo, bastando medir a quantidade de pó numa balança de precisão.



Figura 4.3: Equipamento de PTA Starweld Microstar

Tabela 4.3: Parâmetros de deposição dos revestimentos.

Parâmetro	Condição de processamento 1	Condição de processamento 2
Fluxo de gás de plasma – Argônio	5,0 l/min	5,0 l/min
Fluxo de gás de proteção – Argônio	5,0 l/min	9,0 l/min
Fluxo de gás de alimentação – Argônio	5,0 l/min	8,5 l/min
Faixa de corrente	100 a 110 A	105 a 115 A
Tensão	30 V	33 V
Taxa de alimentação do pó	22 g/min	38 g/min
Velocidade de avanço	225 ± 10 mm/min.	225 ± 10 mm/min.
Temperatura de pré-aquecimento		
AISI 1020	170 °C	-
AISI 304	170 °C	-
AISI 410	260 °C	-
Distância Tocha-peça	10 ± 5 mm	10 ± 5 mm

4.4 Preparação das Amostras

A análise das amostras iniciou com a observação dos cordões a olho nu, procurando diferenças entre os cordões no seu aspecto superficial, além da presença ou não de trincas e poros. Todos os cordões foram ensaiados com líquido penetrante para a melhor identificação e registro das trincas superficiais. A superfície dos cordões foi fotografada com câmera fotográfica equipada com lente macro para registro e comparação visual.

Para análise metalográfica ao microscópio óptico, cada cordão foi seccionado na direção transversal em 3 pontos, no início, no meio e no final do cordão desprezando os trechos onde é possível observar a abertura e o fechamento do arco. Nos ensaios em que era necessário somente uma seção, foi utilizado a seção do meio do cordão por considerar ser a mais representativa.

As metalografias foram preparadas de acordo com os procedimentos padrões de preparação metalográfica, com polimento com alumina 4. O ataque químico foi executado

com a solução 15 ml H₂O, 15 ml HNO₃, 15 ml CH₃COOH e 60 ml HCl, com tempo em torno de 1 minuto. Este reagente é uma glicerégia modificada, com água no lugar do glicerol e com adição de CH₃COOH (ácido acético glacial).

4.5 Perfil de Microdureza

Em alguns mecanismos de desgaste, a dureza é considerada a propriedade mais importante. Por este motivo o levantamento dos perfis de microdureza é essencial para compreender a resposta das amostras no ensaio pino sobre disco. Os perfis foram levantados na seção transversal do cordão, tendo como referência sua linha de fusão. A método convencional de medição de dureza executa as medições de dureza todos na mesma altura, como esquematizado na Figura 4.4. Esta abordagem é adequada quando a linha de fusão é plana ou quando apresenta uma variação menor do que a distância entre 2 impressões.

A método adotado neste trabalho está esquematizado na Figura 4.5. Nesta abordagem, os pontos de microdureza que ficam próximos à linha de fusão distanciam-se dela em 125 µm, de modo que a linha de fusão fica equidistante entre as 2 impressões. Esta nova metodologia foi elaborada devido à acentuada curvatura da linha de fusão, além de sua variação entre as amostras. Devido à grande dependência da microestrutura em função da distância a partir da linha de fusão, optou-se por adotar esta técnica modificada, ao invés do método convencional.

Antes de se adotar a metodologia apresentada, foi tentado levantar os perfis não na seção transversal, mas na seção longitudinal que passa pelo centro do cordão. Entretanto, além da variação a linha de fusão vista em corte transversal, observou-se que a penetração e a altura do cordão variam na extensão do mesmo. Isto é decorrente da flutuação dos parâmetros de soldagem inerente da soldagem manual utilizada neste trabalho. Esta metodologia é bastante interessante uma vez que a microestrutura é muito dependente da distância até a linha de fusão.

Cada ponto no gráfico é uma média de 5 leituras, equidistantes da linha de fusão. A distância entre as impressões e entre perfis é de 250 µm. O resultado deste procedimento é um gráfico onde a origem é a linha de fusão, com o lado negativo da abscissa referente aos valores de dureza do revestimento, e do lado positivo aos valores de dureza do substrato. O número de impressões do lado do revestimento varia em função do tamanho do cordão. Pode-se entender esta variação como um maior volume de depósito (taxa de alimentação), e/ou de uma maior diluição (maior volume de substrato fundido).

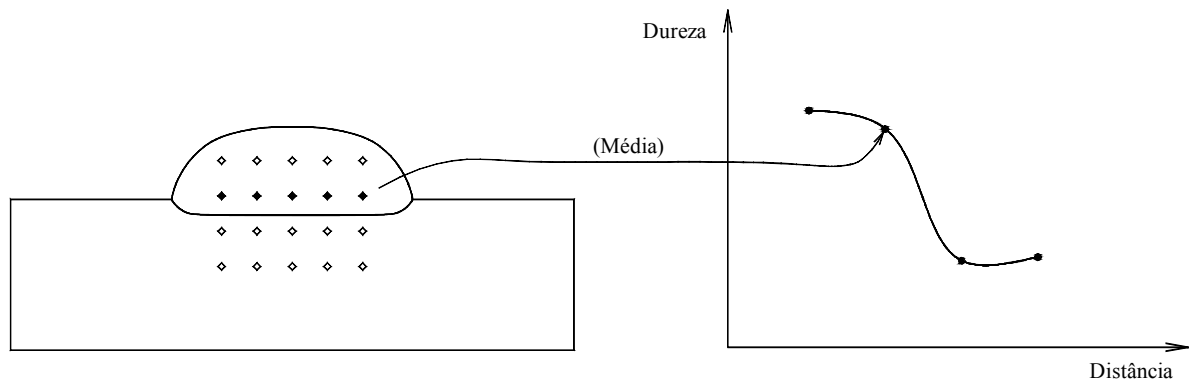


Figura 4.4: Representação esquemática do procedimento padrão de determinação do perfil de microdureza.

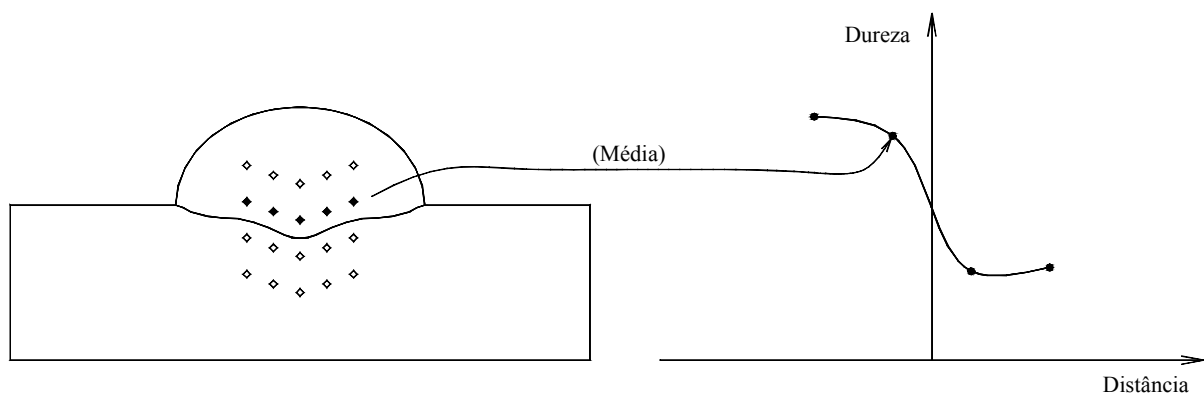


Figura 4.5: Representação esquemática do procedimento empregado para determinar os perfis de microdureza.

4.6 Análise Metalográfica

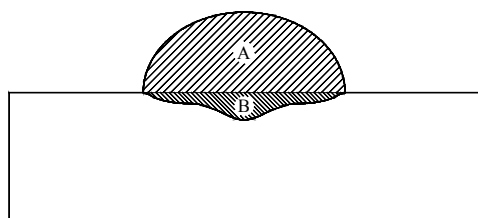
Após o ataque químico as amostras foram analisadas no microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura. A observação ao microscópio óptico forneceu uma visão geral sobre a microestrutura do cordão. Por outro lado, o microscópio eletrônico de varredura (MEV) permitiu captar detalhes da microestrutura em ampliações entre 1.000 e 10.000 vezes

com maior definição. Foram utilizados dois microscópios eletrônicos de varredura: Philips XL30, e Oxford Quanta 200. A grande maioria das imagens do MEV foi obtida no modo elétrons secundários. O modo elétrons retro-espalhados somente foi utilizado quando não era possível a aquisição das imagens em elétrons secundários.

4.7 Diluição

A diluição representa um parâmetro fundamental nas características e no desempenho em serviço de um revestimento. Como o material do revestimento possui uma composição química e propriedades mecânicas bastante distintas do substrato, a diluição acarreta uma alteração dessas características. Pensando que o objetivo do *hardfacing* é obter uma camada de revestimento duro, neste caso Stellite 1, sobre um substrato; quanto maior for a diluição, mais longe estará as propriedades do revestimento em relação às propriedades da liga original. Desta forma, é necessário haver um controle rígido da diluição, procurando mantê-lo no menor patamar possível, desde que haja uma ligação metalúrgica adequada do revestimento com o metal base.

Foram empregados 2 métodos para medir a diluição dos cordões: por penetração e por EDS (*Energy Dispersion Spectroscopy*). O método para medir diluição por penetração, que representa a participação do substrato na formação do cordão, está esquematizado na Figura 4.6. Neste trabalho foram fotografadas seis seções de cada condição de processamento, três em cada cordão. As fotos foram digitalizadas e as áreas medidas usando o programa AutoCAD. Delineando o contorno das áreas de interesse sobre a imagem da seção do cordão, o programa calcula as áreas requisitadas.



$$\delta = \frac{\text{Área fundida do substrato}}{\text{Área total do revestimento}} \times 100 = \frac{B}{A + B} \times 100$$

Figura 4.6: Método para medir diluição por penetração.

A análise de diluição por EDS foi executada em diferentes pontos do cordão, de modo a obter um gráfico semelhante ao de microdureza, onde a origem é a linha de fusão. Mas diferentemente da microdureza, somente um perfil foi feito passando pelo centro do cordão. Tomou-se o cuidado de se escolher um tamanho uma janela de medição que abrangesse todas as fases presentes em cada ponto. Vários gráficos e dados podem ser extraídos desses resultados. Esta técnica mede o percentual relativo de elementos presentes na área selecionada. Os elementos químicos selecionados foram: carbono, silício, cromo, manganês, ferro, cobalto, níquel, tungstênio e molibdênio. O resultado desta análise mostra o percentual atômico e em peso dos elementos requisitados, de modo que a soma sempre é igual a 100 por cento. Por isso esta análise é dita semi-quantitativa. A diluição por EDS foi executada com o MEV Philips XL30, através do detector de raios-X EDAX.

4.8 Stellite 1

Sempre que se fala de revestimentos depositados por solda, deve-se falar também da diluição, pois é uma algo inevitável e desejável no sentido em que é necessário criar uma ligação metalúrgica com o substrato. Porém, além da ligação com o substrato, ocorre uma alteração da composição química do material depositado, o que normalmente é indesejado. Desta forma, seria interessante obter uma amostra de Stellite 1 puro e submetê-lo aos mesmos ensaios programados para os revestimentos. Assim, seria possível afirmar o quão distante os revestimentos obtidos estariam da microestrutura original da liga.

No início deste trabalho foram feitas algumas tentativas de se observar a microestrutura original do Stellite 1; bem como suas propriedades, como dureza e resistência ao desgaste. O objetivo deste experimento era obter a microestrutura descrita por [2]: microestrutura hipereutética com carbonetos primários angulares de M_7C_3 numa matriz eutética dendrítica.

Foram empregados os seguintes métodos: chama oxiacetilênica, TIG e PTA com alimentação de arame. Utilizou-se somente das técnicas de soldagem devido à falta de um forno que atingisse o ponto de fusão da liga, que é entre 1255 e 1290 °C.

Todas as tentativas em obter a amostra desejada não deram o resultado esperado, as amostras obtidas resultaram em microestrutura hipoeutética, como a da Figura 4.7. A fase pró-eutética que identifica a microestrutura hipereutética descrito por [2] como carbonetos primários angulares parecem ser os carbonetos hexagonais da Figura do trabalho [3], Figura 4.8. [15] obteve a microestrutura hipereutética depositando Stellite 1 pelo processo PTA. Ela

descreve uma ou duas fases de coloração mais clara no interior do M_7C_3 , esta fase poderia ser parte do pó que não se fundiu, ou a formação do carboneto de tungstênio antes do carboneto M_7C_3 . Em nenhuma das amostras estes carbonetos foram identificados.

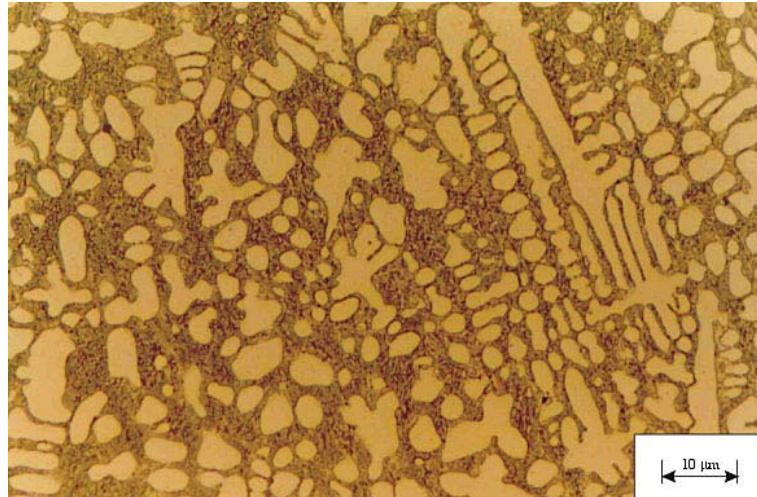


Figura 4.7: Microestrutura hipoeutética obtida nos experimentos, 200x.

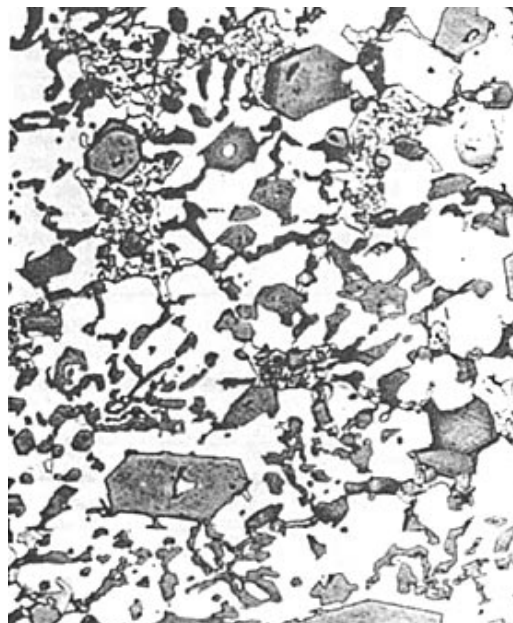


Figura 4.8: Microestrutura hipereutética do Stellite 1. [3]

A dificuldade de se conseguir obter a amostra desejada parece ser consequência da composição da liga. O Stellite 1 possui uma elevada porcentagem de carbono (2,5%), se a técnica de deposição não disponibilizar uma proteção efetiva, parte do carbono será oxidado, sendo perdido na forma de CO_2 . Havendo uma redução da porcentagem de carbono, conseqüentemente ocorrerá uma redução da porcentagem de carbonetos, levando a microestrutura para o lado hipoeutético. Isto é bastante visível no diagrama pseudo-binário apresentado por [17], pois a porcentagem de carbono governa o diagrama.

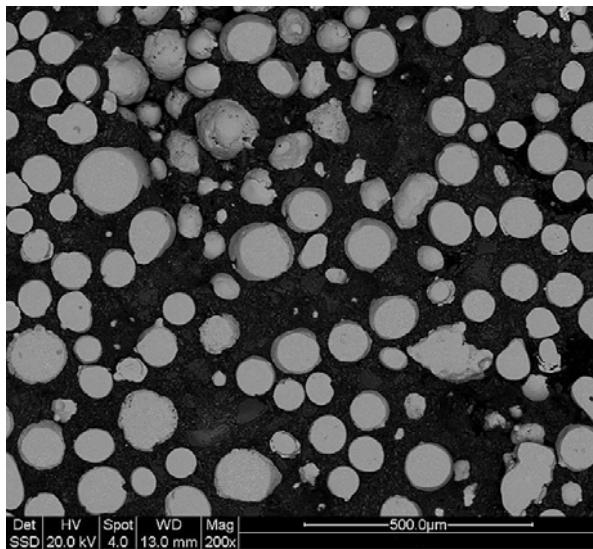
Adotar um processo de soldagem para esta finalidade implica numa dificuldade: o cordão não poderá apresentar uma diluição elevada, devendo ser o menor possível, ou até zero. Qualquer fração do substrato que for fundido irá alterar a composição original da liga. Considerando ainda que os substratos normalmente empregados são de baixo teor de carbono, a participação do substrato no cordão acarretará na redução do percentual de carbono da liga a ser analisada. O processo oxiacetilênico pode ser regulado para fornecer tanto uma chama oxidante, como carburante, de modo que a obtenção de uma chama neutra é bastante difícil. Como consequência, o depósito obtido poderá ter sua porcentagem de carbono reduzida, aumentada ou mantido com o original dependendo da perícia do soldador. Os processos TIG e PTA conseguem a princípio fornecer uma proteção efetiva da poça, mas a obtenção de um depósito hipoeutéticos com TIG de diluição zero, e um cordão de 4 camadas com PTA alimentação de arame fazem crer que muitas vezes a proteção da poça pode não ser tão eficaz quanto se espera que fosse.

Esgotada a possibilidade de se obter um cordão de solda com a composição original do Stellite 1, restou tentar visualizar a microestrutura do próprio pó da liga, uma vez que o arame de Stellite 1 é tubular. Por outro esbarra-se em outros problemas: o tamanho reduzido dos grãos do pó, e a microestrutura extremamente refinada. A última é decorrente da elevada velocidade de solidificação imposto pelo processo de fabricação. O ataque químico utilizado para a visualização da microestrutura reage predominantemente com a solução sólida de cobalto, ficando os carbonetos em alto-relevo. A microestrutura refinada impede que o reagente produza o efeito necessário à sua visualização. Isto foi contornado colocando o MEV no modo de elétrons retroespalhados, ao invés de elétrons secundários que exige ataque para visualizar a microestrutura do Stellite 1.

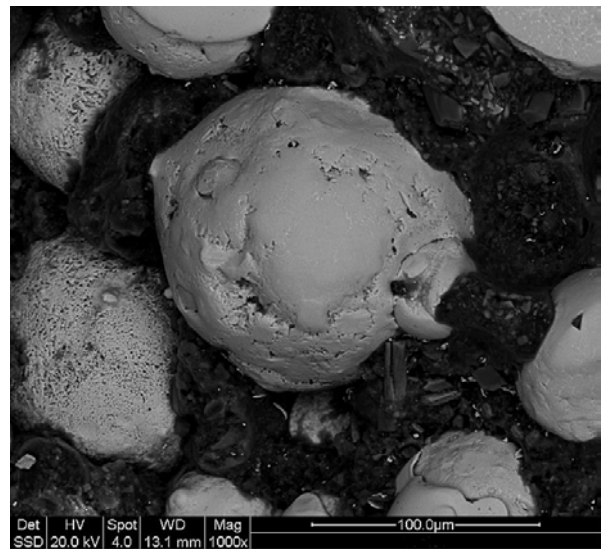
A Figura 4.9 mostra uma região da amostra lixada e polida (a), e o aspecto superficial de um grão de pó (b). A Figura 4.10 mostra a microestrutura do pó de Stellite 1 em diferentes ampliações. É possível observar a presença dos carbonetos primários de M_7C_3 descritos por [2] e [15]. Em seu interior há realmente uma fase de coloração mais clara, sinal de que antes

de se solidificar o M_7C_3 , forma-se uma outra fase. Nem todas as esferas do pó observadas apresentavam os carbonetos primários. Em alguns somente poucos carbonetos podiam ser observados (c), enquanto em outros a quantidade era elevada (b).

Disto se conclui que a microestrutura do Stellite 1 é realmente hipereutética. Mas quando se faz depósitos por soldagem, a composição é alterada tornando-se hipoeutética na maioria dos casos.



a)



b)

Figura 4.9: a) Pó de Stellite 1 lixado e polido. b) Aspecto superficial de um grão de pó do Stellite 1.

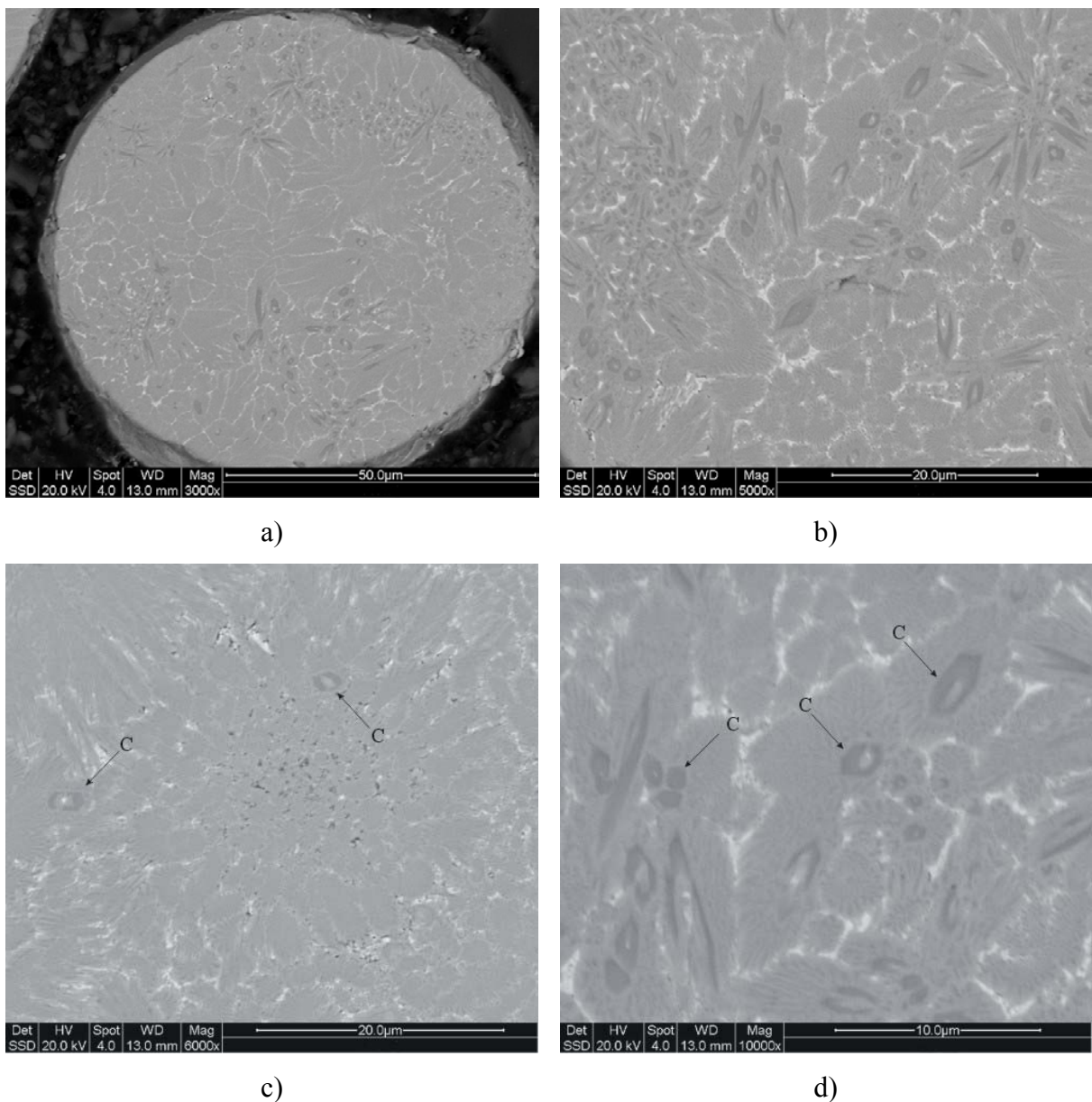


Figura 4.10: Microestrutura do pó de Stellite 1, onde “c” indica os carbonetos hexagonais.

4.9 Ensaio de desgaste Pino sobre Disco

A avaliação da resistência ao desgaste dos revestimentos, foi executada num equipamento denominado de Pino sobre Disco. Este tipo de equipamento recebe este nome porque o contato de desgaste é feito entre um pino fixo e um disco girante. Sobre o pino é colocada uma carga, e ao disco é acoplado um motor elétrico que o faz girar a uma velocidade controlada. Neste trabalho os pinos foram usinados com 3 mm de diâmetro por eletro-erosão.

Os discos foram confeccionados com aço ferramenta VC 131, temperado e revenido, e posteriormente retificado. A Figura 4.11 mostra uma visão geral do equipamento. As superfícies dos pinos apresentaram uma rugosidade entre 0,43 e 0,48 $\mu\text{m Ra}$, e o disco uma rugosidade média de 0,53 $\mu\text{m Ra}$. A velocidade de rotação foi controlada por um inversor de frequência, de modo que a velocidade tangencial fosse mantida em 2 metros por segundo. A duração do ensaio foi estabelecida em termos da distância percorrida, e foi a mesma para todos os pinos: 2000 metros. Foram empregadas três diferentes cargas: meio, três e cinco quilogramas, sendo utilizados três pinos cada condição de ensaio.

Os resultados foram avaliados em termos de perda de massa, subtraindo a massa final da massa inicial de cada pino. Empregou-se uma balança de precisão de quatro casas decimais (0,0001g) para fazer as medições. A avaliação dos resultados de um ensaio de pino sobre disco pode ser feita por diversos parâmetros. A avaliação por perda de massa é o método mais simples e mais empregado. Neste trabalho o método possui o inconveniente de não levar em consideração a diferença de densidade entre as amostras, que é decorrente da diferença de densidade entre o Stellite 1 e os substratos, além com valores de diluição.



Figura 4.11: Visão geral do equipamento Pino sobre Disco.

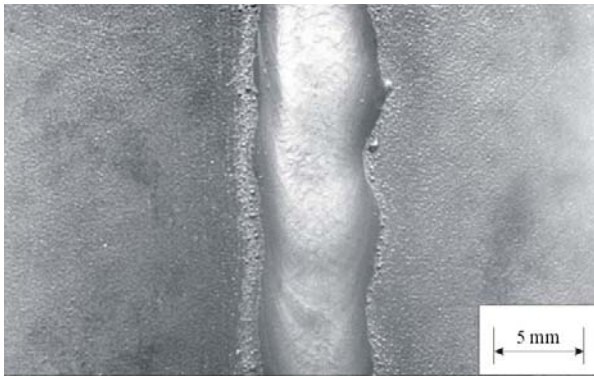
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Superfície

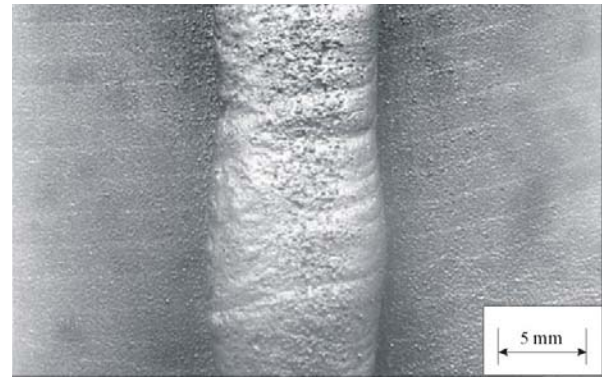
A Figura 5.1 apresenta o aspecto superficial dos revestimentos nas duas condições de processamento e nos três substratos. Os cordões da série 2 ficaram significativamente maiores em relação aos da série 1, como era esperado devido à maior taxa de alimentação. Os cordões da série 1 apresentaram em média uma largura de 6,4 mm e 2,3 mm de altura, enquanto que as amostras da série 2 apresentaram uma largura média de 9,2 mm e 5,3 mm de altura. O aspecto superficial das amostras da série 1 é boa, apresentando baixa rugosidade, poucos salpicos e sem porosidade. As amostras da série 2 ao contrário, apresentaram uma superfície áspera, mas também sem porosidade. Ao contrário das amostras de menor taxa de alimentação, observa-se ainda uma acentuada ondulação desses cordões, decorrente do deslocamento da tocha. O mau acabamento superficial é decorrente do aumento da taxa de alimentação, uma vez que o aporte térmico foi pouco modificado. Nesta segunda condição ocorreu falta de energia para fundir completamente todo o pó.

A Figura 5.2 mostra os cordões em corte transversal, onde se pode observar a diferença de tamanho entre os depósitos, além da diferença da diluição em função do substrato. É fácil perceber que há um aumento de diluição da amostra C2 para A2 e para M2, apesar de não ser notável nas amostras da série 1. A diluição da amostra C2 foi excessivamente baixa, chegando a exibir falta de fusão em alguns pontos. Em muitos casos a linha de fusão não é simétrica, além de ter diferentes formatos. A falta de simetria é decorrente da técnica do soldador, que não posiciona a tocha perpendicularmente ao substrato.

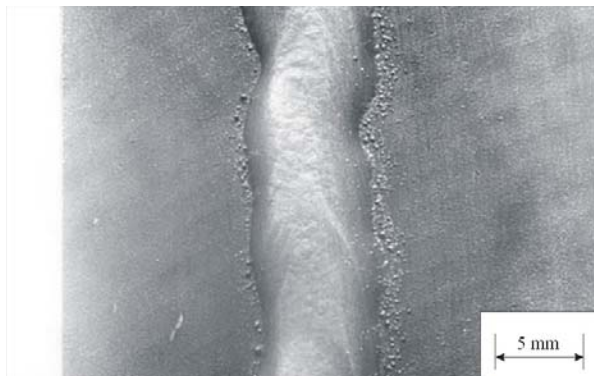
Em nenhuma das amostras observou-se porosidade a olho nu. Entretanto, nas metalografias pôde-se observar várias microporosidades presentes em todo o cordão. A Figura 5.3 mostra porosidades de diferentes tamanhos. Poros de grandes dimensões como os da Figura 5.3-b foram encontrados em pequena quantidade.



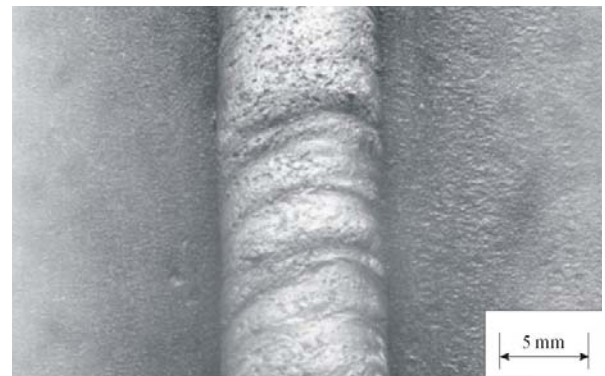
a) Amostra C1



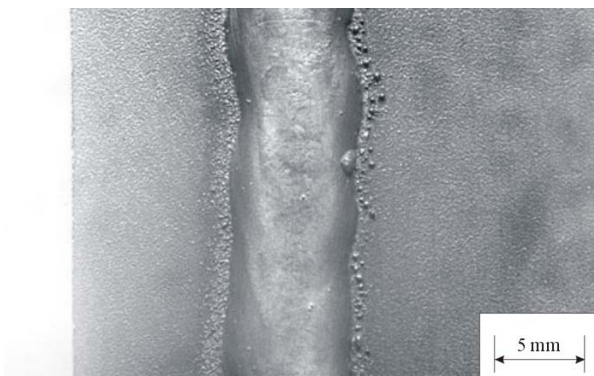
b) Amostra C2



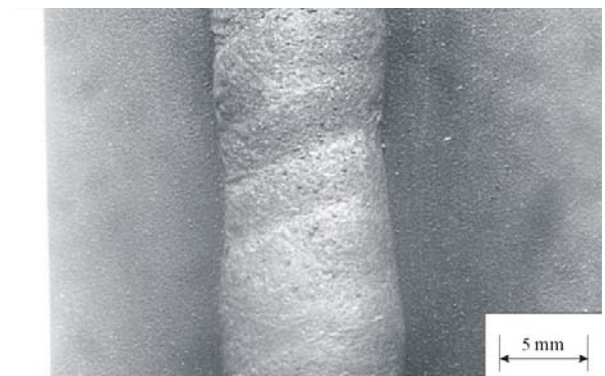
c) Amostra A1



d) Amostra A2

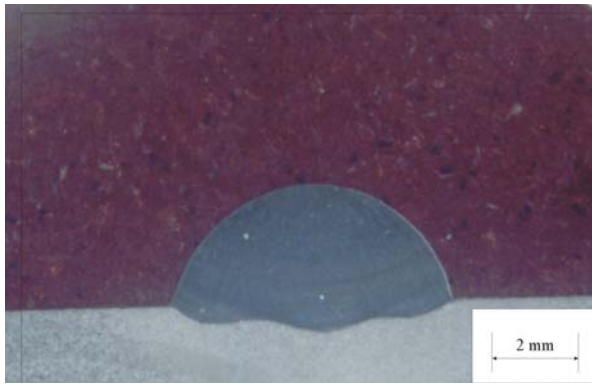


e) Amostra M1



f) Amostra M2

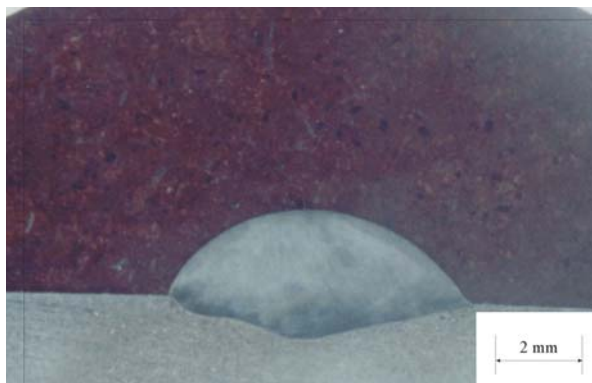
Figura 5.1: Aspecto superficial das amostras.



a) Amostra C1



b) Amostra C2



c) Amostra A1



d) Amostra A2



e) Amostra M1



f) Amostra M2

Figura 5.2: Aspecto dos cordões em corte transversal.

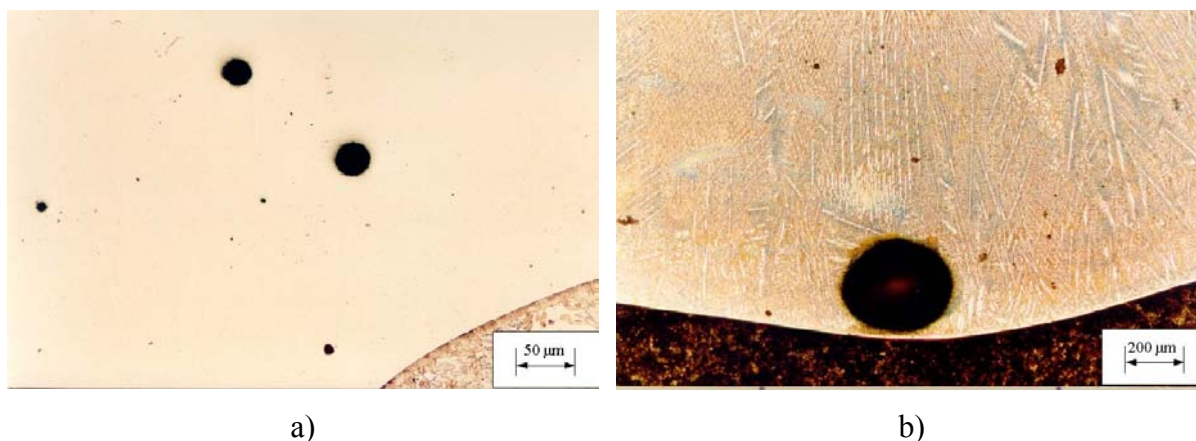


Figura 5.3: Porosidades no cordão, a) microporosidades, b) poro de grande dimensão.

Com o objetivo de identificar e registrar as trincas decorrentes da solidificação e de resfriamento, todos os cordões foram submetidos ao ensaio de líquidos penetrantes. A Figura 5.4 mostra um exemplo de trinca revelada no revestimento, e a Tabela 5.1 mostra o quantitativo de trincas que cada amostra apresentou no ensaio.

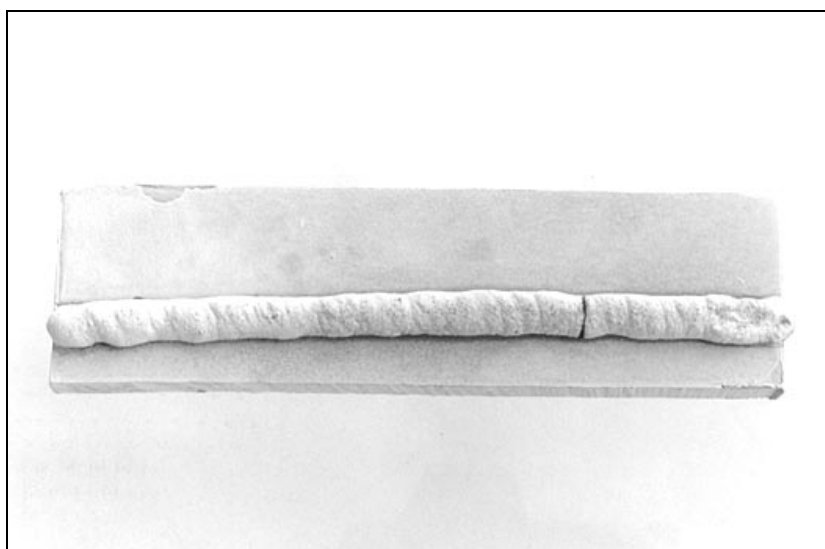


Figura 5.4: Exemplo de trinca no revestimento revelada por líquido penetrante na amostra A2.

Tabela 5.1: Número de trincas em cada amostra.

Amostra	Número de trincas
C1	1
A1	0
M1	5
C2	0
A2	2
M2	2

Percebe-se que os cordões da série 1 depositados sobre substrato martensítico apresentaram um número de trincas significativamente maior em relação aos outros dois substratos. Este comportamento era esperado devido à maior dureza e temperabilidade do aço martensítico, que impõe um maior nível de tensões sobre o revestimento, aumentando a tendência de trincamento. Já as amostras da série 2 apresentaram um comportamento interessante. O número de trincas reduziu nas amostras sobre substrato martensítico, e aumentou sobre o austenítico, comparados com as amostras da série 1. Nos cordões sobre aço carbono podemos considerar que o número de trincas não se alterou nas duas condições, e que foi menor que nos demais substratos.

O aumento da taxa de alimentação causa efeitos contrários quanto à tendência ao trincamento. Quanto maior o volume de substrato fundido espera-se que a tensão residual seja maior, pois aumenta o volume de substrato que é submetido ao ciclo térmico. Isto tende a aumentar as tensões residuais do cordão, e como consequência a tendência ao trincamento. Por outro lado, a diluição também aumenta, o que diminui a dureza e a fragilidade do cordão. Um cordão de baixa diluição será submetido a tensões residuais menores (reduz a tendência ao trincamento), mas terá maior dureza (aumenta a tendência ao trincamento). As trincas no revestimento são indesejáveis na maioria dos casos, devendo-se levar este aspecto em consideração na escolha dos parâmetros de deposição.

5.2 Diluição

5.2.1 Diluição por penetração

Os resultados de diluição por penetração estão apresentados na Tabela 5.2. Nas amostras da série 1 houve um aumento de diluição de C1 para M1 e A1, enquanto nas amostras da série 2 a sequência foi C2, A2 e M2. Os resultados mostram que o desvio padrão das amostras da série 1 foram muito elevados. Esta variação é decorrente da soldagem manual e da baixa taxa de alimentação, pois nas amostras da série 2 o desvio padrão foi bastante inferior. Na soldagem manual ocorre uma variação tanto da velocidade, quanto da distância tocha-peça. A variação de velocidade de soldagem acarreta numa flutuação da quantidade de material depositado em cada ponto, enquanto a distância tocha-peça regula tensão do arco, e portanto o aporte térmico.

Assim, um outro parâmetro foi levantado para auxiliar na comparação: o volume de substrato fundido, ou mais precisamente a área da seção transversal referente a ela. Os valores de área fundida dados em milímetros quadrados estão dispostos na Tabela 5.3. Analisando somente estes resultados, haveria uma dúvida de qual amostra teria maior diluição, C1 ou M1, pois os valores com uma casa decimal são exatamente iguais. A amostra A1 possui uma área fundida nitidamente maior em relação às demais. Conjugando os resultados das duas Tabelas, pode-se afirmar que o substrato de aço carbono confere a menor diluição. A amostra A1 teve uma área fundida bastante superior a C1 e M1.

Tabela 5.2: Diluição média das amostras.

Amostra	Diluição (%)	Desvio Padrão	Amostra	Diluição (%)	Desvio Padrão
C1	18,0	3,0	C2	4,9	1,0
A1	29,3	6,8	A2	8,2	2,0
M1	26,5	3,8	M2	12,7	2,1

Tabela 5.3: Resultados área fundida.

Amostra	Área fundida [mm²]	Desvio Padrão	Amostra	Área fundida [mm²]	Desvio Padrão
C1	2,9	0,8	C2	2,1	0,4
A1	5,3	1,1	A2	4,8	1,6
M1	2,9	0,8	M2	7,4	3,5

Os valores de diluição da série 2 apresentaram um desvio padrão significativamente menor. Esta menor variação é devido à maior taxa de alimentação, que minimizou os efeitos da soldagem manual nos resultados.

Estes resultados confirmam que o substrato de aço carbono possibilita a obtenção da menor diluição desses 3 substratos, enquanto o aço inoxidável austenítico apresentou uma média de 8,2%. Os valores de diluição da amostra M2 são bastante controversos, uma vez que a área de substrato fundido é maior na amostra M2 do que na M1. Este resultado só se explica através de alguma alteração no processo de deposição da amostra M2, pois a amostra M1 foi submetido a pré-aquecimento, além da menor taxa de alimentação que contribui para elevar a diluição. De fato, a tocha de soldagem apresentou problemas antes da deposição de M2, sendo desmontada e seu eletrodo reafiado. Uma das possíveis causas é uma montagem do eletrodo numa distância diferente da anteriormente utilizada. Neste caso, o recuo do eletrodo teria sido maior, o que aumentaria a constrição e rigidez do arco plasma.

5.2.2 EDS - Energy Dispersion Spectroscopy

Em termos de composição nominal, o Stellite 1 possui 3 % de ferro, níveis de ferro no revestimento maiores que este são provenientes do substrato, devido à diluição. Por este motivo, optou-se por comparar a porcentagem de ferro das amostras como parâmetro de diluição. Entretanto, como o EDS é uma análise semi-quantitativa, efetuou-se uma leitura do pó de Stellite 1 e empregar este valor como parâmetro ao invés do valor da composição nominal.

Normalmente quando se fala de revestimentos considera-se que há uma completa homogeneização da composição química antes de acontecer sua solidificação. A Figura 5.5 mostra os perfis de EDS das amostras da série 1. Observa-se que há uma variação na porcentagem de ferro dentro dos cordões, principalmente nos primeiros 1000µm próximos à linha de fusão. Isto prova que a solidificação ocorre antes das correntes de convecção promoverem a completa homogeneização do cordão. A Figura 5.5 mostra ainda que a porcentagem de ferro é muito superior ao do Stellite 1, mesmo na superfície do cordão onde a concentração de ferro é menor. O depósito sobre aço carbono é o de menor teor de ferro, decorrente da menor diluição desta amostra. Porém, não é possível afirmar se é a amostra A1 ou M1 quem apresenta maior nível de ferro. Em termos médios o valor é o mesmo, igual a 26,9%, enquanto na figura observa-se o cruzamento das curvas. Nas amostras da série 2 o percentual de ferro é menor, já que a diluição também é.

A Figura 5.6 mostra os perfis de EDS das amostras da série 2, onde se pode observar que o teor de ferro é mais próximo da liga original, principalmente a amostra C2. Na Figura 5.7 é possível visualizar a diferença entre as 6 amostras. As amostras da série 1 possuem menor altura, e maior percentual de ferro que as amostras da série 2.

A Tabela 5.4 mostra o nível médio, o desvio padrão e a porcentagem na superfície de ferro dos cordões analisados. A porcentagem de ferro no cordão é uma média das leituras de EDS. Comparando estes resultados com os da Tabela 5.2, percebe-se que os substratos austenítico e martensítico continuam fornecendo dados contraditórios. Apesar da maior diluição e área de substrato fundida, a amostra A1 possui teor de ferro em média igual a M1 e menor em sua superfície. Isto só se explica com a diferença da composição química entre os substratos. O AISI 304 possui uma maior quantidade de elementos de liga, o que acarreta uma redução do teor de ferro. Isto se reflete no percentual de ferro do revestimento A1, menor do que M1 apesar da maior diluição.

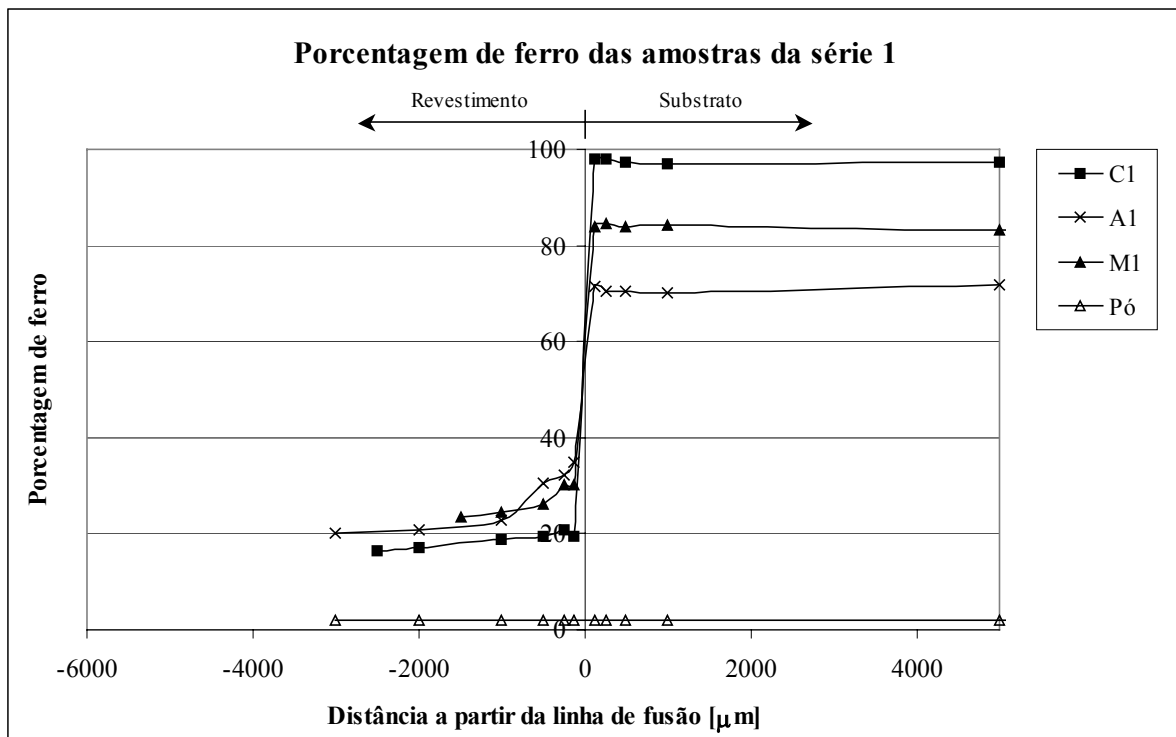


Figura 5.5: Perfil de porcentagem de ferro das amostras da série 1.

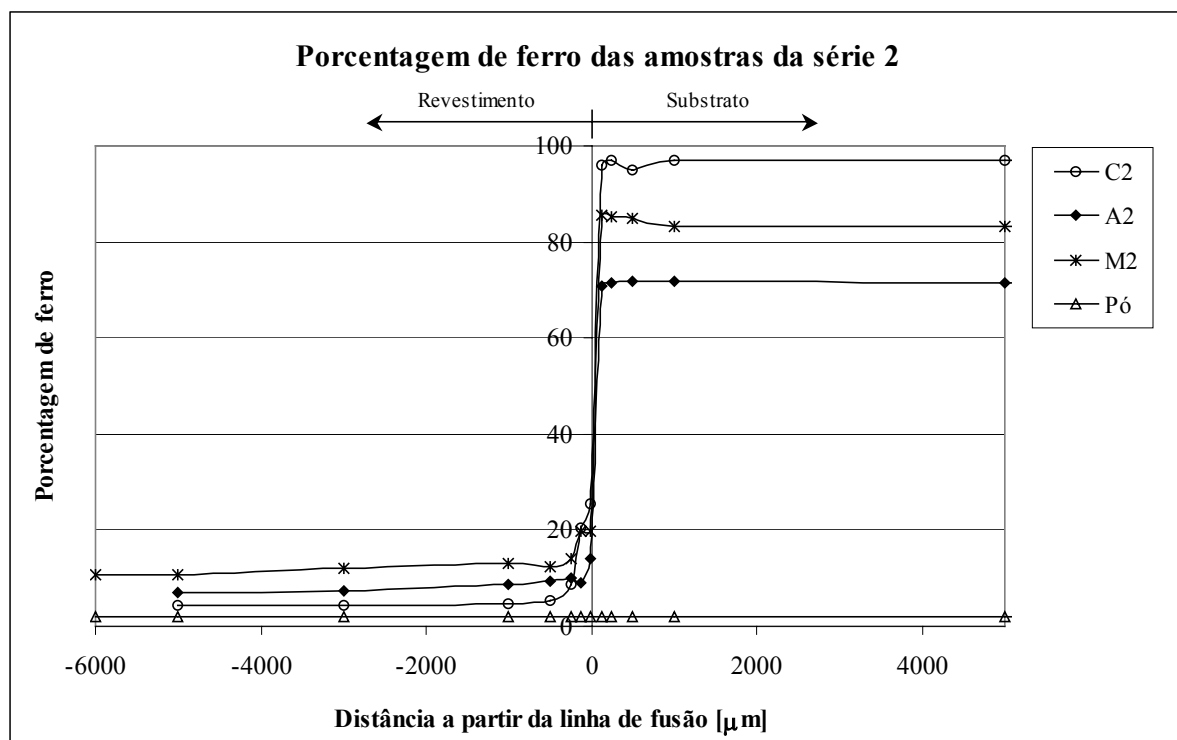


Figura 5.6: Perfil de porcentagem de ferro das amostras da série 2.

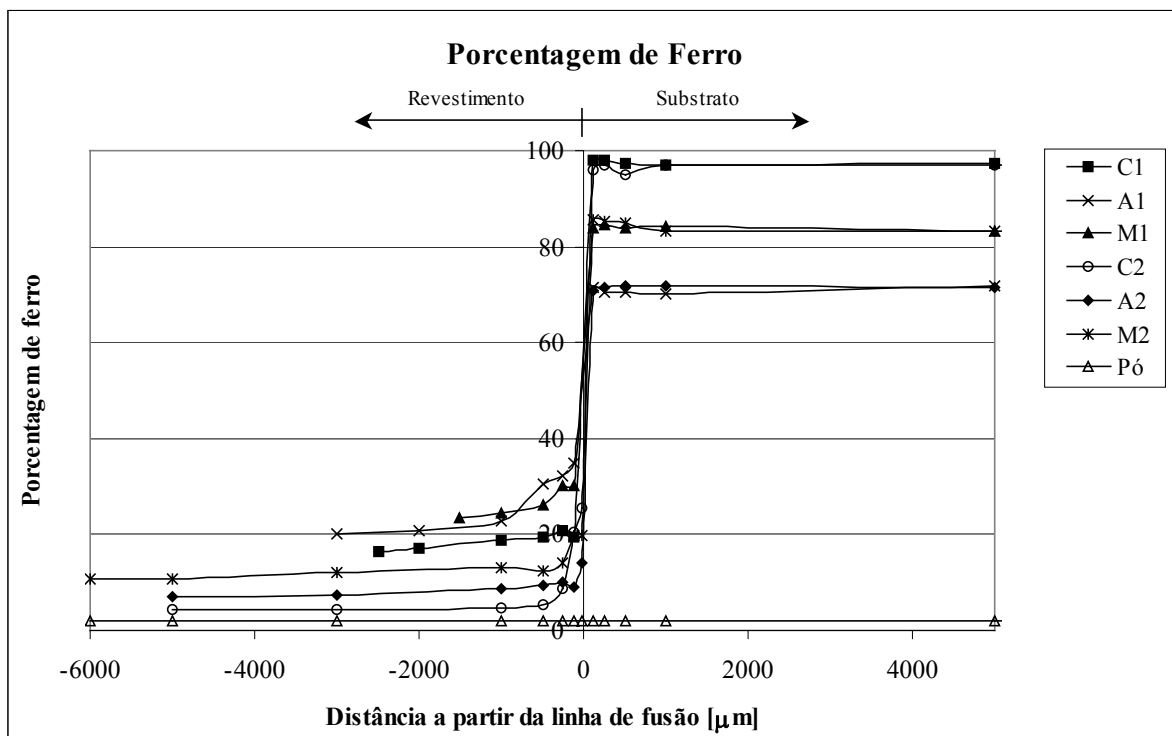


Figura 5.7: Perfil de porcentagem de ferro.

Tabela 5.4: Teor de ferro nos revestimentos medido por EDS.

Amostra	Porcentagem de ferro no cordão	Desvio Padrão	Superfície do cordão
Pó de stellite 1	1,9	0,2	-
C1	18,7	1,6	16,5
A1	26,9	6,4	20,1
M1	26,9	3,2	23,4
C2	8,1	6,4	4,2
A2	8,6	1,3	6,9
M2	13,3	3,1	10,9

Uma das principais propriedades do Stellite 1 é o baixo valor do Energia de Falha de Empilhamento. A adição de ferro e níquel contribuem para aumentar a EFE. Quanto maior a diluição, maior a porcentagem de ferro, enquanto o percentual de níquel será maior nos revestimentos depositados sobre substrato austenítico. O percentual de níquel no Stellite 1 é igual a 1,16% medido no EDS, e igual a 3% na composição nominal. A Tabela 5.5 mostra o percentual médio de níquel nas amostras deste trabalho. Como era esperado, o teor de níquel é maior na amostra A1 devido à maior diluição, seguido de A2. Nas amostras em substrato de aço carbono e aço inoxidável martensítico, o teor de níquel diminuiu, pois estes substratos possuem teores de níquel menor que o Stellite 1. A influência do percentual de níquel poderá ser relevante nos ensaios de desgaste por pino sobre disco.

Tabela 5.5: Teor de níquel nos revestimentos.

Amostra	Teor médio de níquel	Amostra	Teor médio de níquel
C1	1,2	C2	1,0
A1	4,0	A2	2,2
M1	1,2	M2	1,2
Stellite 1	1,6	Stellite 1	1,6

5.3 Microestrutura

5.3.1 Microestrutura das amostras da série 1

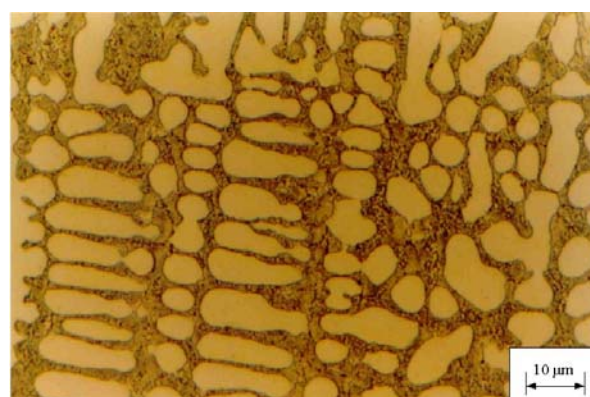
As Figuras 5.8, 5.9 e 5.10 mostram a microestrutura dos revestimentos de Stellite 1 sobre os três substratos. Em todas elas a microestrutura é hipoeutética, com dendritas primárias de uma solução sólida de cobalto CFC, rodeado pelo eutético interdendrítico.

Interessante notar que os carbonetos se tornam mais grosseiros no centro do cordão. Apesar da maior parte do calor ser perdida por condução, a perda por convecção e radiação foram suficientes para produzir uma microestrutura mais refinada na superfície que no centro do cordão.

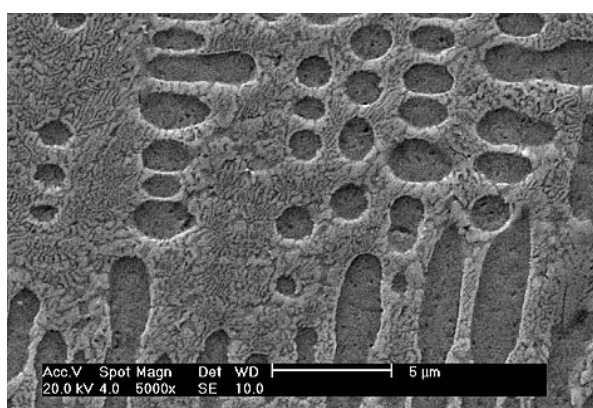
O que se pode notar é que a proporção entre as fases varia entre as amostras e dentro do mesmo cordão. Quanto menor a diluição, mais a microestrutura se aproxima do ponto eutético. Na Figura 5.8-c a fase pró-eutética é proporcionalmente menor do que nas Figuras 5.9-b e 5.10-c, que são micrografias próximas à superfície dos revestimentos. A estrutura dos carbonetos é bastante refinada, sendo difícil de ser analisada, mesmo no MEV.



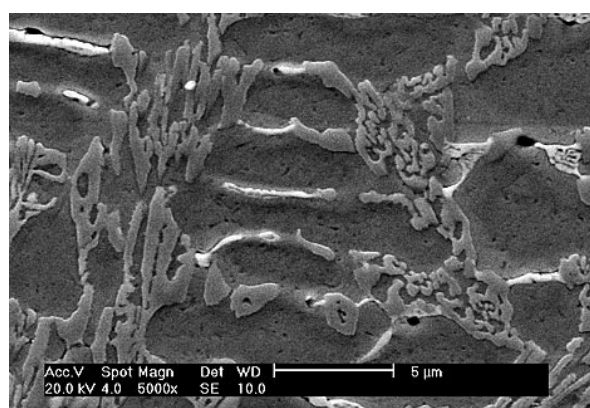
a) Próximo à linha de fusão



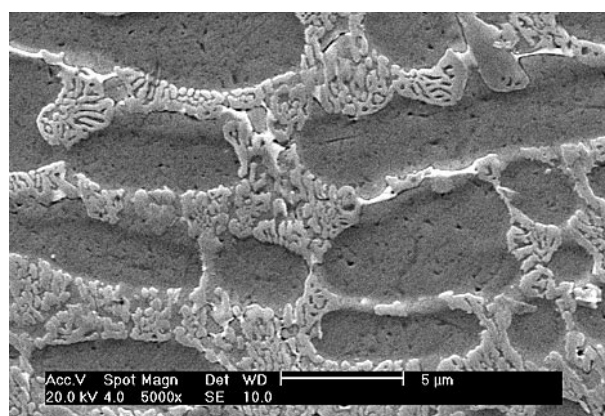
b) Próximo à linha de fusão



c) Próximo à superfície do cordão

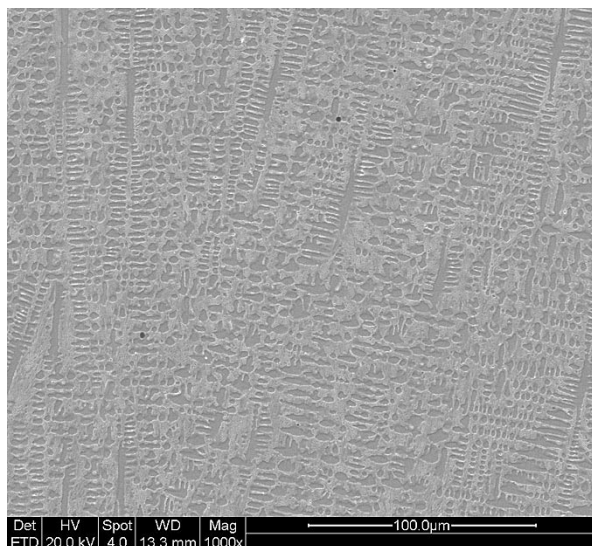


d) Centro do cordão

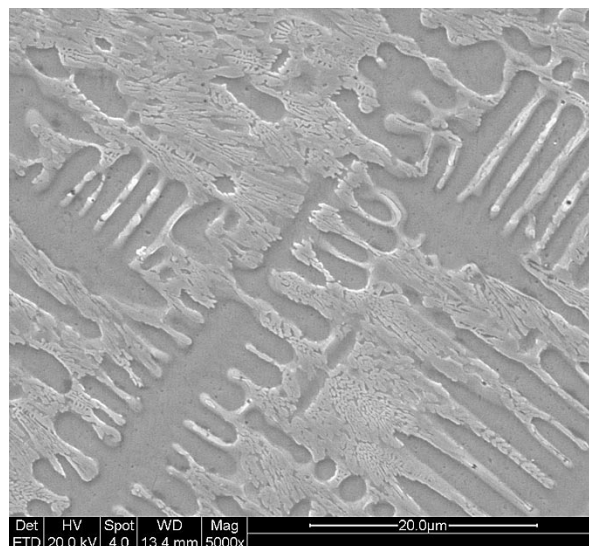


e) Próximo à linha de fusão

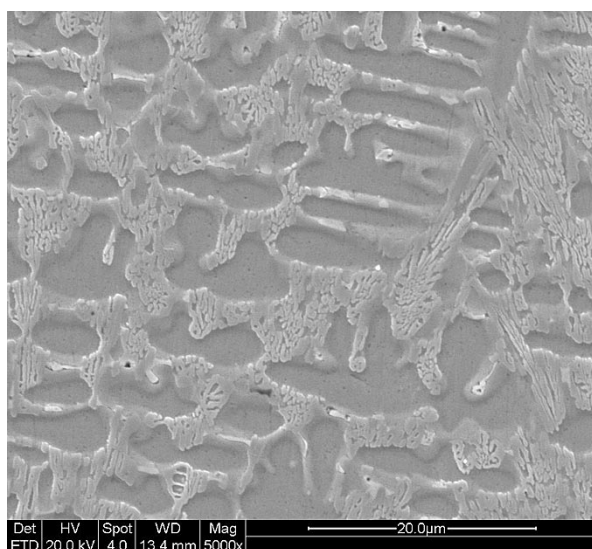
Figura 5.8: Micrografias dos revestimentos sobre aço carbono com baixa taxa de alimentação, C1.



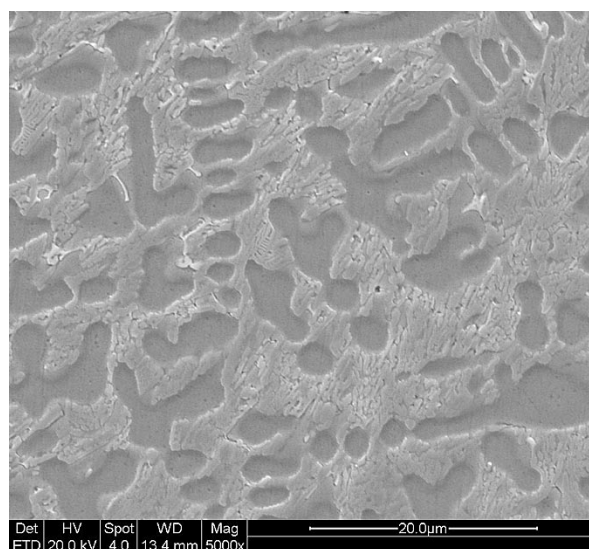
a) Centro do cordão



b) Próximo à superfície

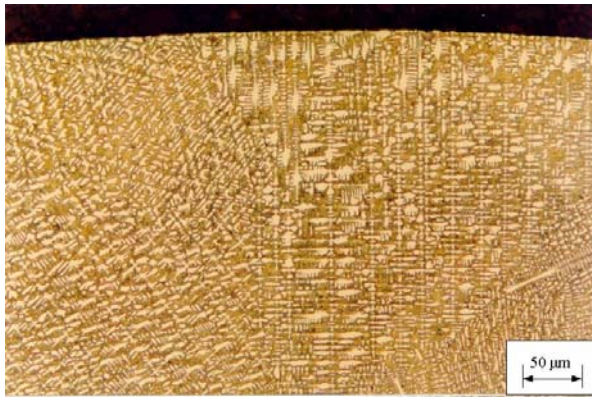


c) Centro do cordão



d) Próximo à linha de fusão

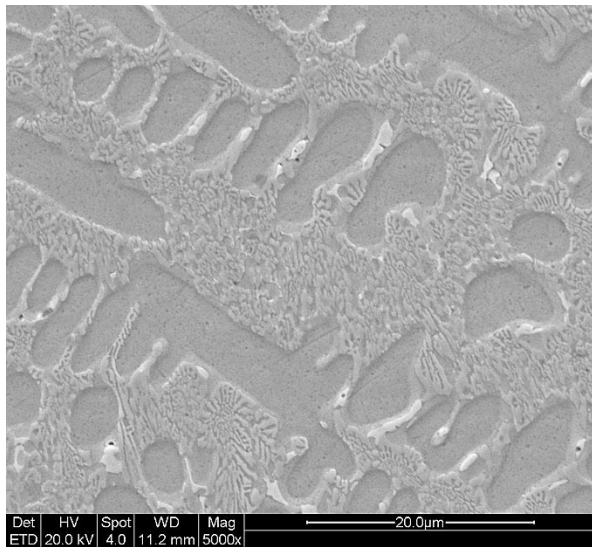
Figura 5.9: Micrografias dos revestimentos sobre aço inoxidável austenítico com baixa taxa de alimentação, A1.



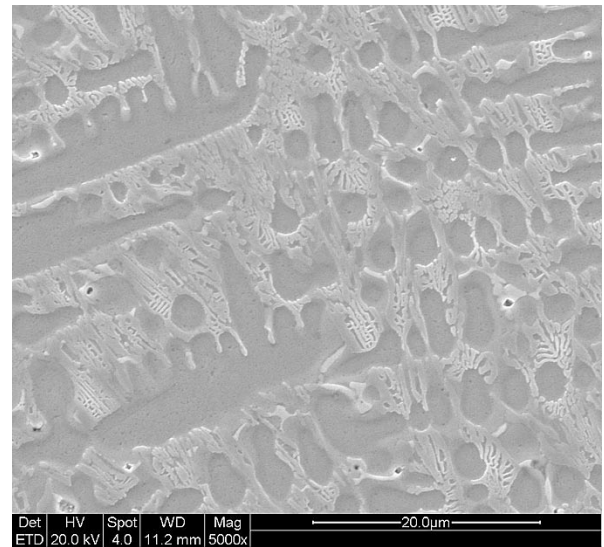
a) Superfície do cordão



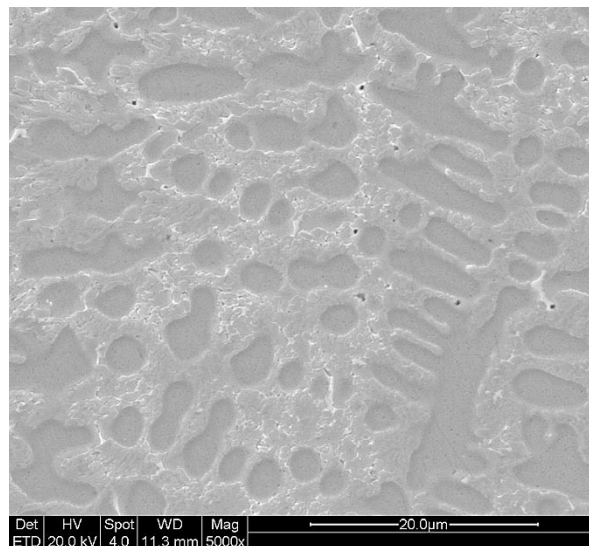
b) Próximo à linha de fusão



c) Próximo à superfície



d) Centro do cordão



e) Próximo à linha de fusão

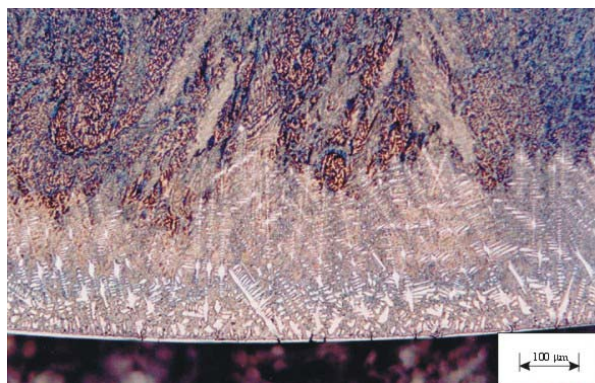
Figura 5.10: Micrografias dos revestimentos sobre aço inoxidável martensítico com baixa taxa de alimentação, M1.

5.3.2 Microestrutura das amostras da série 2

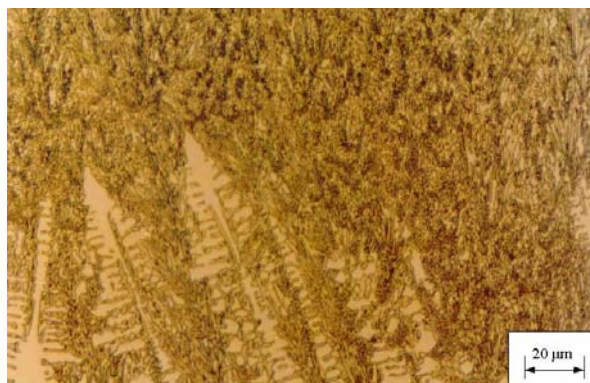
Nas amostras da série 2 a diluição foi menor, o que resultou em microestruturas diferentes das amostras de menor taxa de alimentação. Em geral, a microestrutura pode ser considerada eutética na maior parte do cordão. Junto à linha de fusão muitas vezes se observa uma faixa com microestrutura hipoeutética. A largura desta faixa é bastante variável, mas na maior parte dos casos se situa entre 50 a 200 μm , podendo não ser encontrada em algumas regiões. Observando as seis seções de cada condição, quantificou-se visualmente a distribuição desta microestrutura entorno da linha de fusão. Nas amostras com substrato de aço carbono 57% da área próxima à linha de fusão apresentaram microestrutura hipoeutética. As amostras de substrato austenítico tiveram um valor semelhante de 52%. Já nas amostras de substrato martensítico este percentual ficou em 85%. Novamente este percentual é devido à maior diluição apresentada por essas amostras.

A Figura 5.11 mostra as micrografias da amostra C2. Uma faixa de microestrutura hipoeutética pode ser observada na Figura 5.11-a, seguida de uma região mais escura e refinada. Esta microestrutura foi classificada como eutética, uma vez que não foi observada uma fase pró-eutética, sendo ser descrita como uma formação extremamente fina de carbonetos e a solução sólida de cobalto. As Figuras 5.11-c e 5.11-d mostram a microestrutura na superfície e no centro do cordão respectivamente, onde se pode observar esta microestrutura refinada. A microestrutura hipoeutética próximo à linha de fusão é idêntica à obtida nas amostras da série 1, Figura 5.11-e. A Figura 5.11-f mostra um grão de pó de Stellite 1 que fundiu apenas parcialmente e ficou preso ao cordão por uma pequena região. Esta é uma das causas da aparência áspera da superfície do cordão.

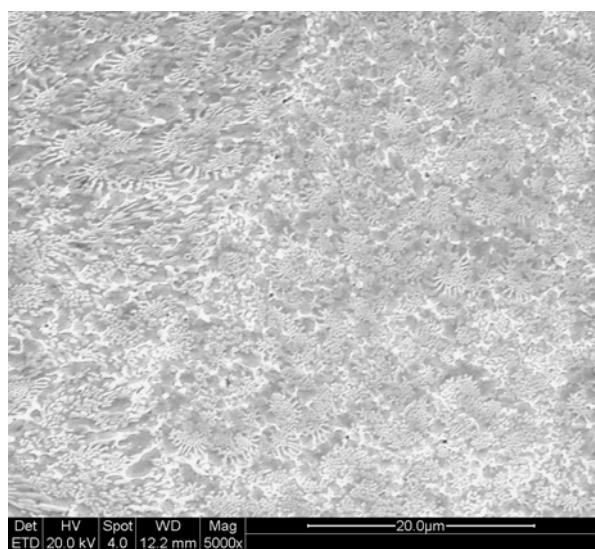
A Figura 5.12 mostra a microestrutura da amostra A2. Próximo à linha de fusão poucas dendritas de cobalto se formaram nesta região, Figura 5.12-a. As Figuras 5.12-b, 5.12-c e 5.12-d mostram a microestrutura próximo à superfície, no centro do cordão e próximo à linha de fusão, respectivamente. Nelas os carbonetos tendem a ser alongados como se observa também na Figura 5.12-e. Neste poro pode-se observar a estrutura dos carbonetos, que se alinham em diferentes direções. A Figura 5.12-f mostra vários carbonetos que muito se assemelham àqueles característicos da microestrutura hipereutética, possuem um formato que lembram um hexágono, e em seu interior uma outra fase é observada. Entretanto, estes carbonetos só foram encontrados em pontos isolados, não podendo se configurar como uma descrição da microestrutura do cordão como um todo.



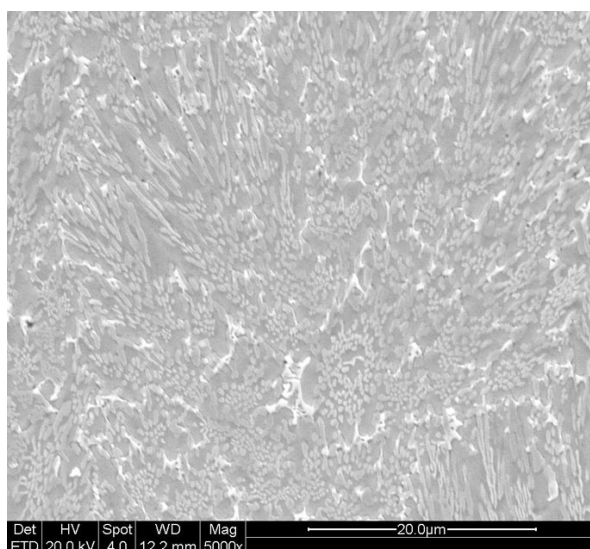
a) Próximo à linha de fusão



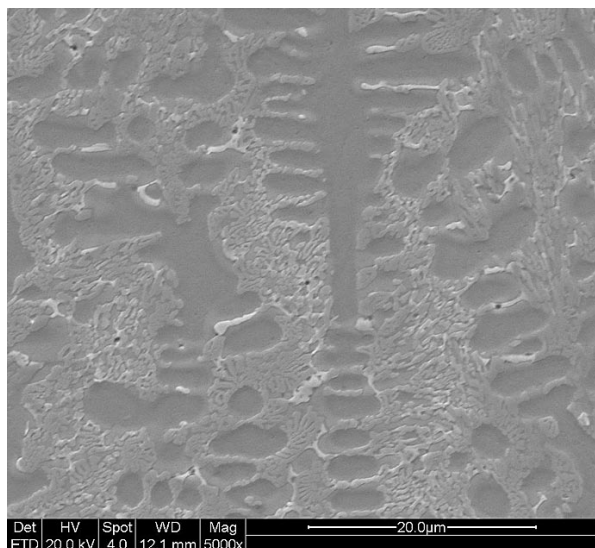
b) A 250 µm da linha de fusão



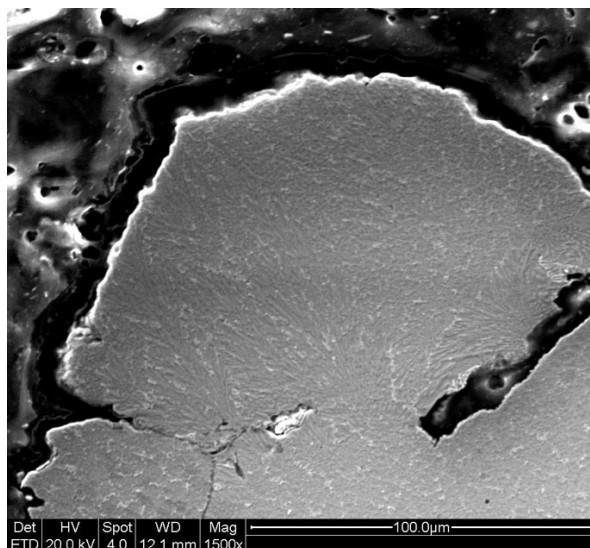
c) Próximo à superfície



d) Centro do cordão

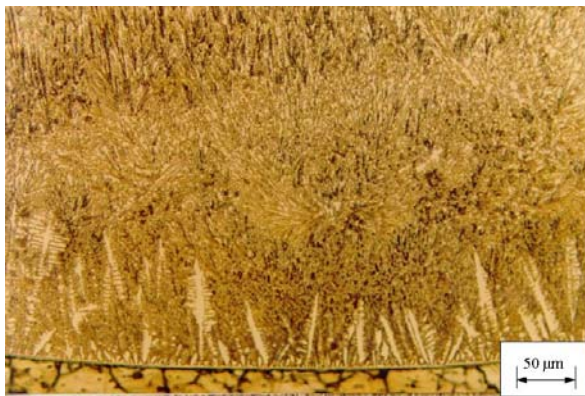


e) Próximo à linha de fusão

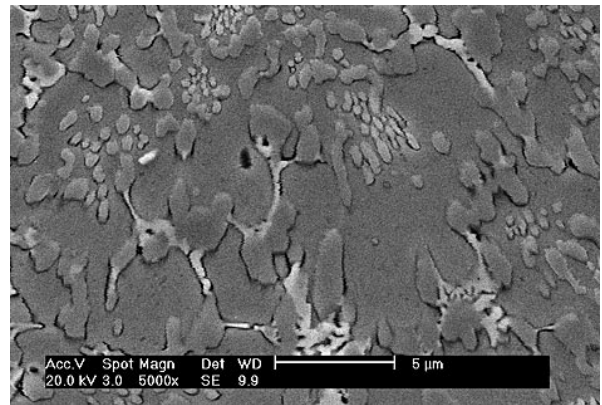


f) Pó parcialmente fundido na superfície

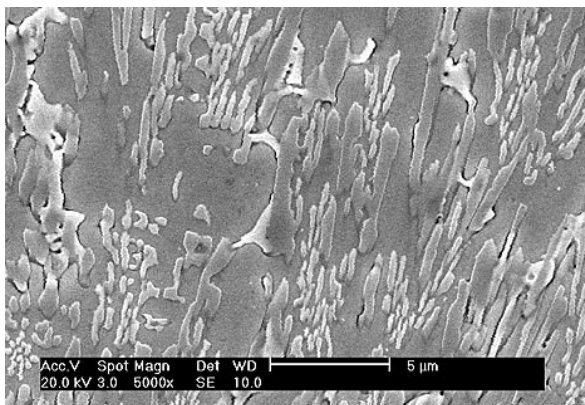
Figura 5.11: Micrografias dos revestimentos sobre aço carbono com alta taxa de alimentação, C2.



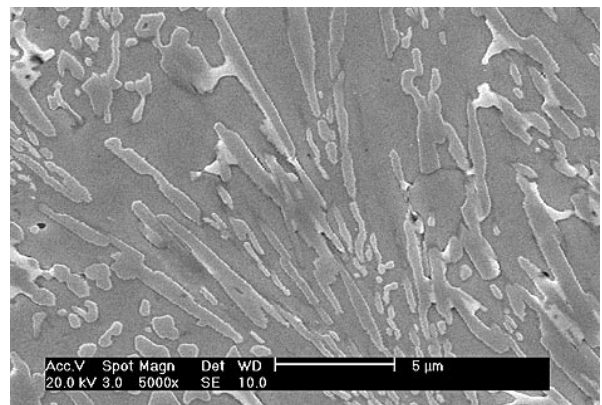
a) Próximo à linha de fusão



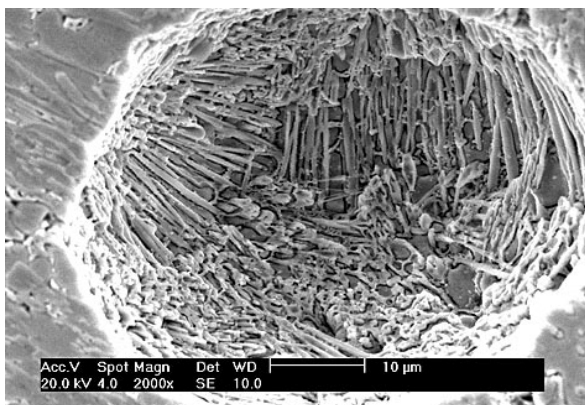
b) Próximo à superfície



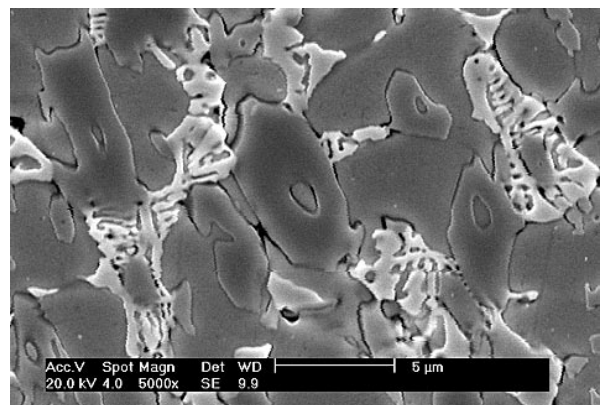
c) No meio do cordão



d) Próximo à linha de fusão



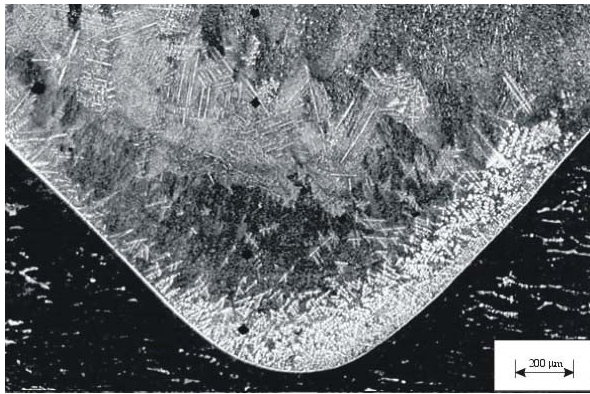
e) Poro no revestimento



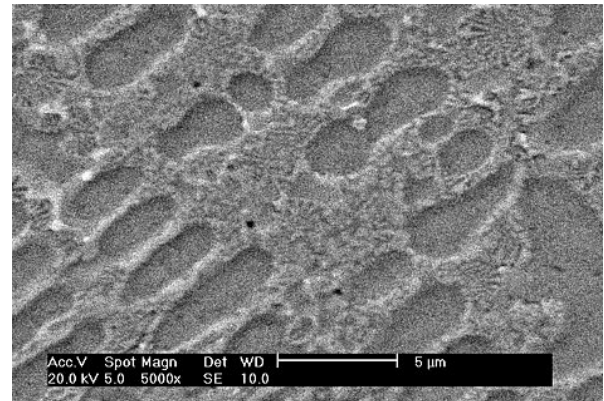
f) Carbonetos hexagonais

Figura 5.12: Micrografias dos revestimentos sobre aço inoxidável austenítico com alta taxa de alimentação, A2.

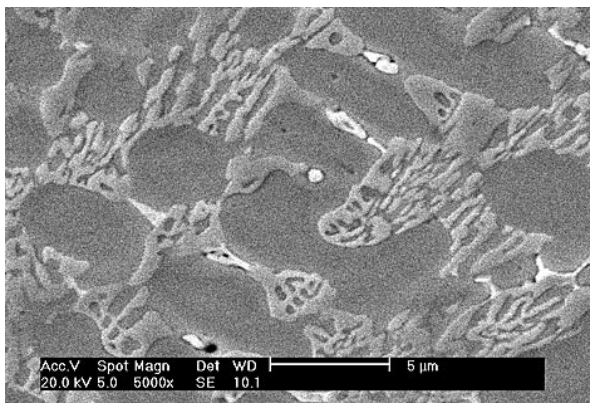
A microestrutura da amostra M2, mostrada na Figura 5.13 é hipoeutética na maior parte do cordão. A Figura 5.13-a mostra a microestrutura junto à linha de fusão, nesta região a microestrutura sofre uma grande variação numa pequena área, chegando a se formar microestrutura eutética em algumas regiões. Nas Figuras 5.13-b, 5.13-c e 5.13-d, as microestruturas na superfície, no centro e próximo à linha de fusão são todas hipoeutéticas. A amostra foi a que apresentou a maior variação de microestrutura ao longo do cordão. Particularmente na seção fotografada, a microestrutura hipoeutética era dominante. A variação de microestrutura é compreensível devido ao processamento manual das amostras e à elevada sensibilidade da microestrutura do Stellite 1.



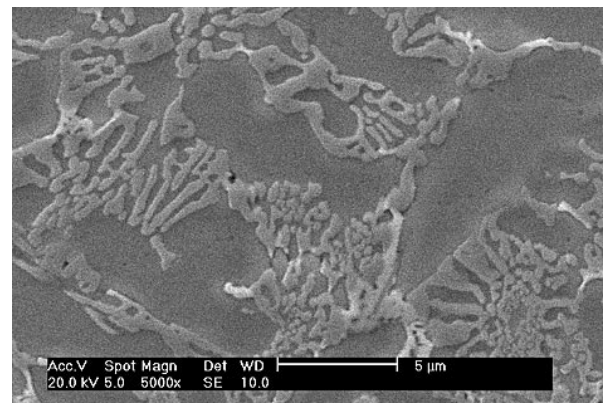
a) Linha de fusão no centro do cordão.



b) Próximo à superfície



c) Centro do cordão



d) Próximo à linha de fusão

Figura 5.13: Micrografias dos revestimentos sobre aço inoxidável martensítico com alta taxa de alimentação, M2.

5.4 Microdureza

5.4.1 Microdureza das amostras da série 1

A dureza do revestimento é consequência direta da diluição pois a dureza do substrato é bastante inferior ao do Stellite 1. A Figura 5.14 mostra os perfis de microdureza das amostras da série 1. O número de impressões de dureza de M1 é maior do que nas amostras C1 e A1. Lembrando que o tamanho do revestimento é maior quanto maior for a taxa de alimentação e/ou maior a profundidade do substrato fundido. Apesar da microdureza ser feita somente numa seção, os resultados estão muito coerentes com os resultados das demais técnicas.

Apesar da menor diluição de C1, seu perfil de microdureza ficou muito semelhante ao de M1. Por outro lado nota-se que o tamanho do cordão de M1 é aproximadamente 1 mm maior do que da amostra C1. A amostra de substrato austenítico apresentou uma dureza menor devido à maior diluição, sua microestrutura porém não se apresentou significativamente diferente da amostra M1. As três primeiras impressões próximas à linha de fusão indicam a região do revestimento de menor dureza dentre todas as amostras, sendo bastante inferior inclusive à dureza da superfície do revestimento.

Os resultados mostram ainda a resposta dos diferentes substratos ao ciclo térmico decorrente da deposição. O substrato austenítico não apresentou variação significativa de dureza, como era de se esperar de um aço austenítico. O AISI 1020 sendo um aço de baixo carbono sofreu um aumento de dureza na zona termicamente afetada (ZTA), o que também é compreensível devido à baixa temperabilidade deste aço. Já o aço AISI 410 apresenta elevada dureza próximo à linha de fusão e uma redução na região logo abaixo. Esta redução é resultado do revenimento sofrido por esta região. Depois de aproximadamente 4 mm, a dureza volta ao patamar de como temperado.

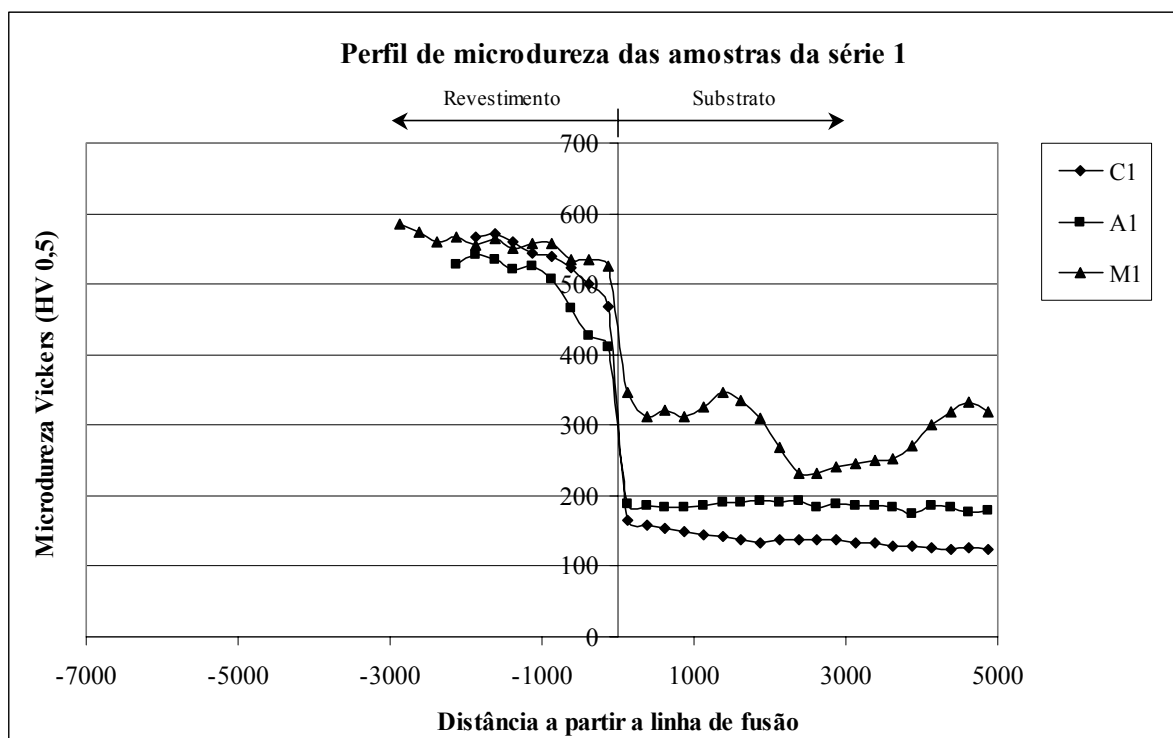


Figura 5.14: Perfil de microdureza das amostras da série 1.

5.4.2 Microdureza das amostras da série 2

A Figura 5.15 mostra os perfis de microdureza das amostras da série 2. É possível perceber que a amostra com substrato martensítico comportou um maior número de impressões na região do cordão. Isto ocorreu por causa da profunda diluição na região central do cordão, como pode ser observado na Figura 5.2-f, e nos valores de diluição. Decorrente desta maior diluição, o revestimento sofreu uma redução da dureza, que ficou visível no gráfico, da mesma forma que na microestrutura. O cordão de maior dureza foi o de substrato de aço carbono, que foi justamente o que apresentou a menor diluição, ficando o de substrato austenítico em posição intermediária em relação aos outros dois. Os perfis de microdureza na região do substrato apresentam um comportamento semelhante aos das amostras da série 1.

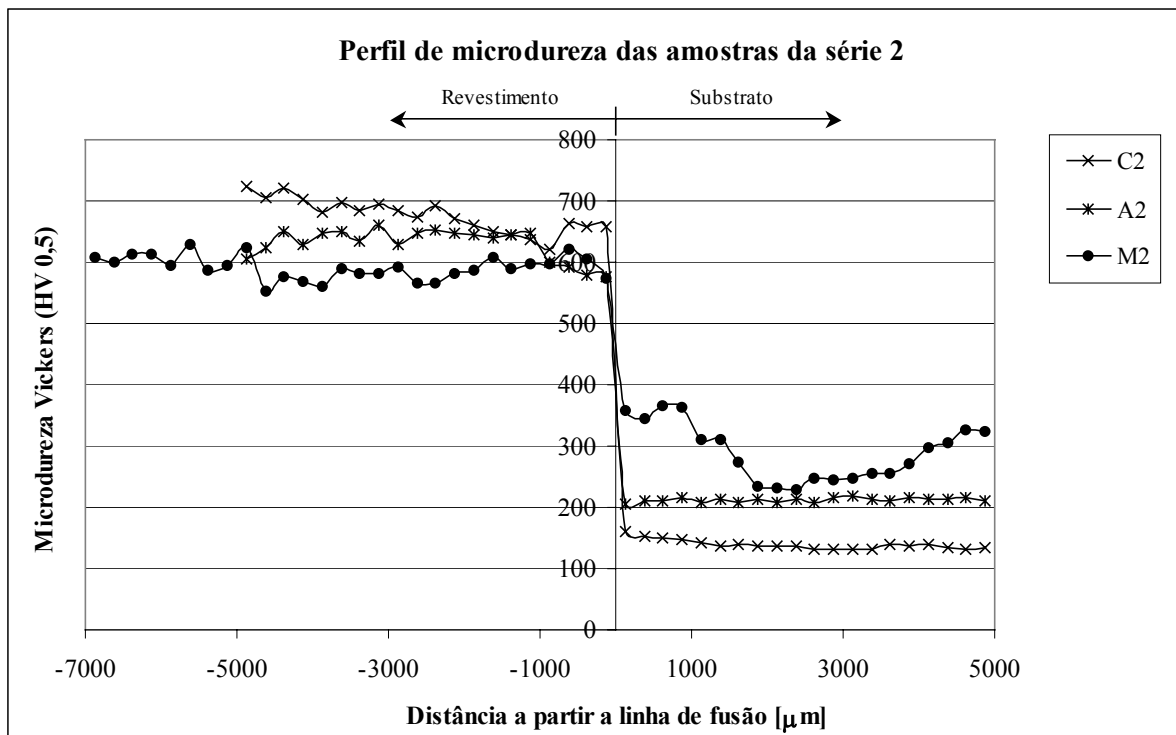


Figura 5.15: Perfil de microdureza das amostras da série 2.

5.4.3 Comparação dos perfis de microdureza das amostras das séries 1 e 2

A Figura 5.16 mostra o perfil de microdureza das 6 amostras. Pode-se notar a maior dureza e um maior número de impressões nos cordões da série 2, pois a taxa de deposição é maior, e a diluição é menor. Observando os perfis de dureza do lado do substrato, nota-se que as duas amostras sobre aço carbono tiveram comportamento idêntico. O substrato austenítico mostra dois valores de dureza nitidamente diferentes, o que é decorrente dos diferentes lotes empregados nos experimentos. Esta diferença de dureza só pode ser justificada pela diferença de composição química. A diferença de dureza decorrente de encruamento diferenciado seria reduzida senão eliminada na ZTA.

O AISI 410 apresenta curvas diferentes até aproximadamente 2,5 mm da linha de fusão. A partir deste ponto a dureza segue o mesmo comportamento. Na região mais próxima ao cordão os perfis são diferentes. Nestas amostras os diferentes ciclos térmicos resultaram em dureza diferenciada do substrato.

A técnica de microdureza empregada, juntamente com a variação da geometria do cordão criaram um fato que pode gerar dúvidas na interpretação dos resultados de

microdureza e EDS. O número de pontos do lado do revestimento de uma dada amostra não é o mesmo nas duas técnicas. Aparentemente, o tamanho do cordão é diferente nos resultados de EDS e microdureza. A amostra C1, por exemplo, aparenta ter 2,5 mm de altura pelo resultado de EDS, mas 1,875 mm pelo gráfico de microdureza. Esta diferença possui duas razões: primeiro porque numa amostra a seção analisada não é exatamente a mesma, ela é lixada entre as etapas do trabalho, o que modifica a geometria do cordão. A segunda razão é a técnica de microdureza e EDS empregados, enquanto o EDS é um único perfil passando pelo centro, a microdureza faz cinco perfis dentro do cordão. Mesmo se a forma do cordão fosse a mesma, o gráfico de EDS seria maior.

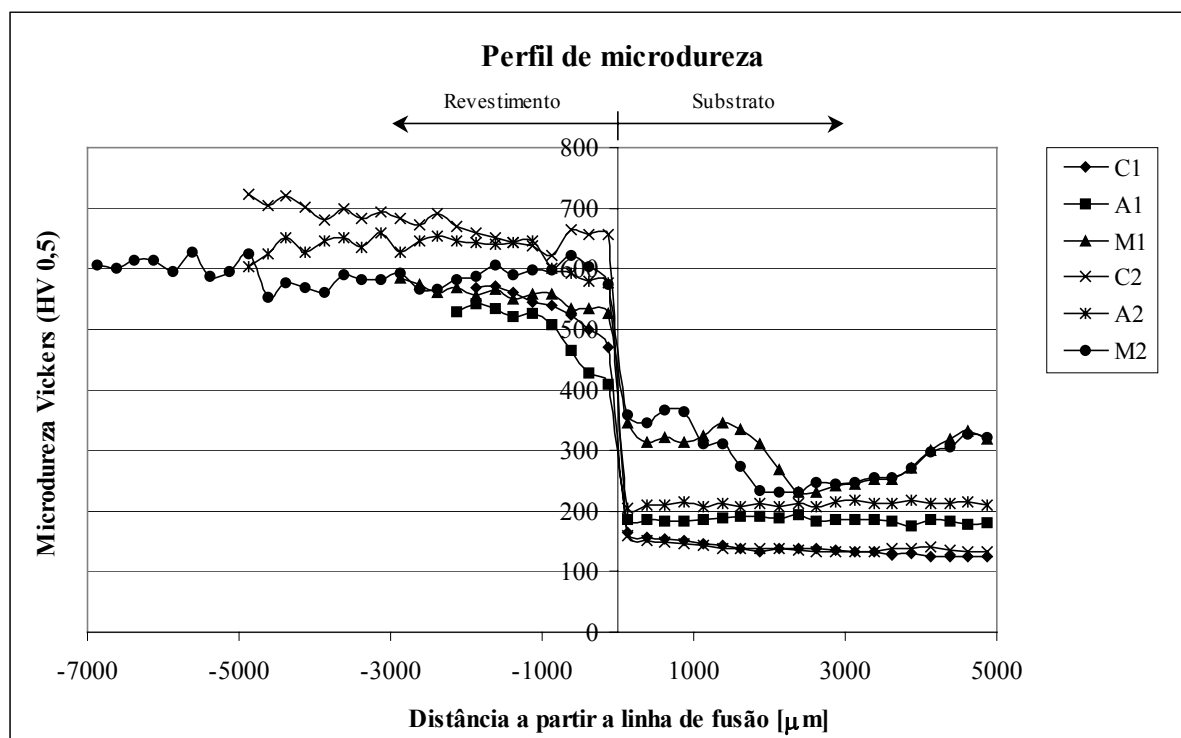


Figura 5.16: Perfil de microdureza das 6 amostras.

5.5 Ensaio de desgaste Pino sobre Disco

5.5.1 Ensaio de desgaste das amostras da série 1

A Figura 5.17 mostra a perda de massa em gramas das amostras da série 1. Observa-se que nos experimentos com meio e três quilogramas, não houve diferença significativa entre as amostras. Com meio quilograma a perda de massa dos pinos foi desprezível, e com três quilogramas a perda foi aproximadamente igual a 0,01 grama para as três amostras. Já com uma carga de cinco quilogramas, houve uma diferença significativa. A amostra sobre substrato de aço carbono apresentou um desempenho muito superior aos demais. O cordão sobre substrato martensítico apresentou o pior desempenho, perdendo uma massa oito vezes maior que C1, apesar de ter uma dureza bastante próxima. A amostra sobre substrato austenítico mesmo tendo uma dureza menor mostrou um desempenho melhor que M1.

O desempenho superior da amostra C1 parece estar relacionado ao maior percentual de carbono deste substrato. É possível que o carbono do substrato tenha formado carbonetos com os elementos presentes em solução sólida no Stellite 1, aumentando a resistência ao desgaste desta amostra.

Já a amostra A1, apesar da maior diluição e menor dureza, teve um desempenho superior ao M1. A maior porcentagem de elementos de liga do substrato austenítico, principalmente cromo e níquel, podem ter contribuído para melhorar o desempenho neste ensaio. Por outro lado, o volume de material perdido por desgaste foi muito pequeno, cerca de 0,16 grama na amostra M1, que foi a que sofreu maior desgaste. Na condição de menor carga, a perda foi extremamente pequena, em torno de 0,0006 grama. A baixa perda das amostras indica que a escolha da condição de ensaio poderia ser melhor escolhida. O tempo do ensaio talvez tenha sido insuficiente para que o processo de desgaste se estabilizasse. Entretanto, como a altura de revestimento disponível para o ensaio não era muito grande, a opção foi executar um ensaio mais curto.

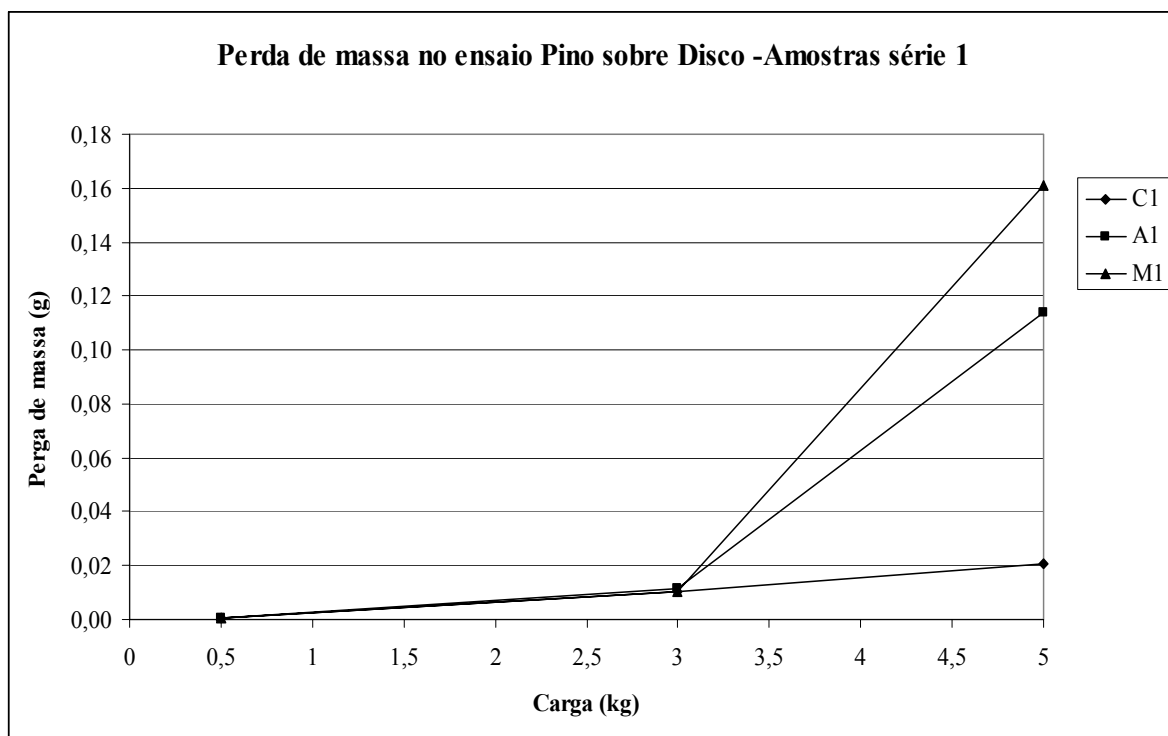


Figura 5.17: Perda de massa no ensaio Pino sobre Disco das amostras da série 1.

5.5.2 Ensaio de desgaste das amostras da série 2

A Figura 5.18 mostra o resultado do ensaio de desgaste das amostras da série 2. Observa-se que o resultado foi semelhante ao anterior, a amostra C2 apresentou melhor resistência, seguido de A2 e por último M2. Dado que a diluição de M2 foi muito superior, era esperado que sua resistência ao desgaste fosse prejudicada. Por outro lado, o revestimento sobre substrato de aço carbono continuou apresentando desempenho superior frente aos demais revestimentos. Na amostra C2 a perda de massa foi em média a mesma para as condições de 3,0 e 5,0 quilogramas, igual a 0,0048 grama. A amostra A2 por sua vez teve novamente um desempenho intermediário entre C2 e M2. Este fato é justificável por um lado devido à maior diluição de M2, mas por outro lado reforça a teoria da influência do carbono na resistência ao desgaste dos revestimentos.

Comparando os resultados das amostras das séries 1 e 2, pode-se observar que a dureza teve grande influência sobre o resultado. Não ocorreu mudança no comportamento das amostras da série 2 como poderia se esperar, já que revestimentos de maior dureza tentem a

aumentar a tendência ao trincamento, o que aumentaria a perda de material. É possível que esta transição ocorra com cargas maiores, ou com maior tempo de ensaio. O impasse poderia ser resolvido se os revestimentos da série 1 fossem mais espessos, o que possibilitaria elevar a distância percorrida no ensaio.

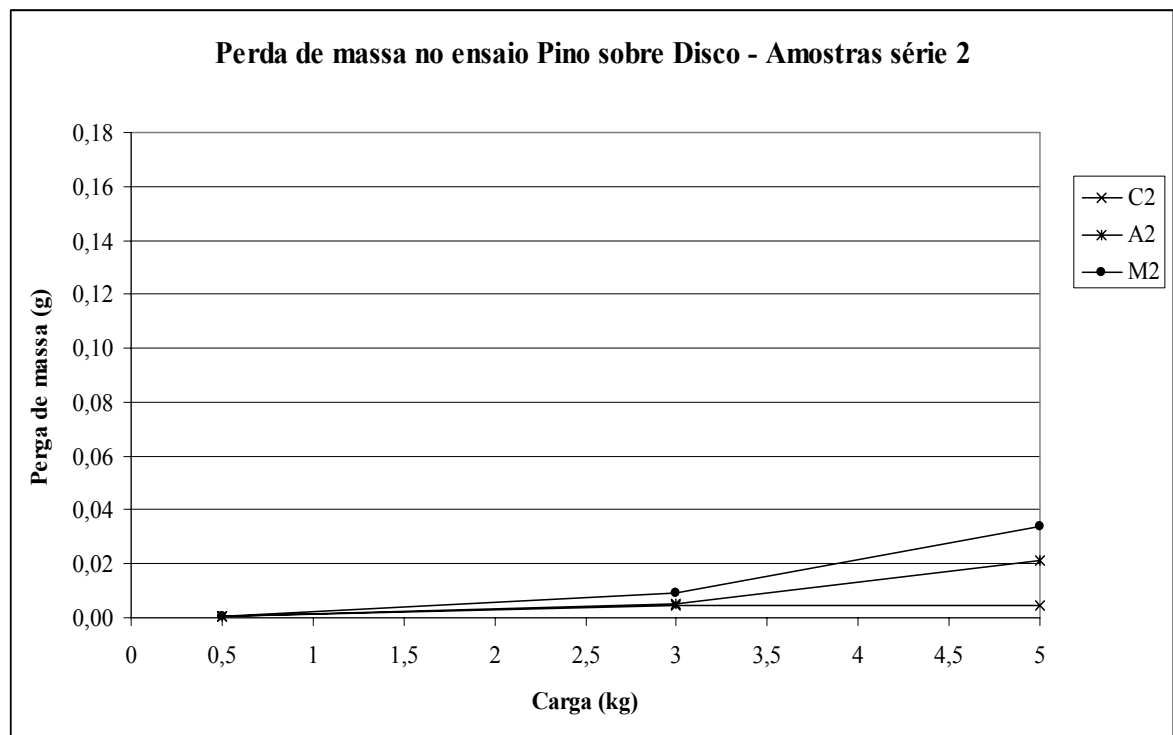


Figura 5.18: Perda de massa no ensaio Pino sobre Disco das amostras da série 2.

6. CONCLUSÃO

As características dos revestimentos de Stellite 1 foram levantadas com o objetivo de contribuir para a otimização da técnica de *hardfacing*.

Os revestimentos foram depositados pela técnica de Plasma de arco transferido com duas taxas de alimentação diferentes sobre os substratos AISI 1020, AISI 304 E AISI 410.

Baseado nos resultados obtidos através das técnicas de diluição, composição química, microdureza e microestrutura, pode-se concluir que:

- A microestrutura do Stellite 1 é hipereutética, mas é difícil de ser observada;
- A taxa de alimentação possui grande influência na diluição;
- O substrato de aço carbono apresentou a menor diluição dos três substratos;
- Altas taxas de alimentação produzem revestimentos de baixo acabamento superficial, incluindo pó não fundido na superfície do cordão;
- Os revestimentos depositados sobre o substrato de aço carbono AISI 1020 apresentaram o menor número de trincas;
- A composição química do cordão não é homogênea, existe uma variação da composição da linha de fusão até a superfície do revestimento;
- É muito difícil obter um cordão com a composição química nominal do Stellite 1, produzindo revestimentos somente com uma camada. Há uma tendência muito grande da liga oxidar e perder elementos de liga;
- As amostras com substrato de aço carbono apresentaram melhor desempenho no ensaio de desgaste. O maior teor de carbono deste substrato pode ter aumentado o percentual de carbonetos no revestimento, melhorando sua resistência ao desgaste;
- A duração do ensaio de desgaste poderia ser aumentada para que os resultados em cargas menores ficassem mais visíveis;
- Os pinos deveriam ser analisados após os ensaios de desgaste, pois como os resultados das amostras da série 1 foram muito dispersos, seria possível correlacionar o resultado do ensaio de desgaste com os demais, como microestrutura e microdureza.

7. TRABALHOS FUTUROS

- Modificar o equipamento de Pino sobre Disco para que seja capaz de executar ensaios a altas temperaturas;
- Verificar a influência da temperatura e da diluição na resistência ao desgaste do Stellite 1;
- Otimizar os parâmetros de deposição para obter revestimentos de baixa diluição, boa qualidade e isento de trincas;
- Verificar a influência da vazão do gás de proteção nas características do revestimento;
- Comparar os resultados do ensaio pino sobre disco com outro ensaio de desgaste;
- Preparar amostras variando outros parâmetros, como recuo do eletrodo e diâmetro de bocal da pistola;
- Estudar a microestrutura do Stellite 790, que possui uma microestrutura hipereutética devido ao seu maior teor de carbono, comparando com a microestrutura do Stellite 1;
- Testar o uso de camada de amanteigamento com o objetivo de se evitar o trincamento dos cordões.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Abbas, G.; West, D. K. F. Laser surface cladding of Stellite and Stellite-SiC composite deposits for enhanced hardness and wear. *Wear* vol. 143, p. 352-363, 1991.
2. Antony, K.C., Wear resistant cobalt based alloys. *Journal of Metals* 35, p. 52-60, 1983.
3. Asphahini, A. I. Corrosion of Cobalt-base Alloys. In: *ASM Handbook – Corrosion*, vol. 13, 5th ed., p. 658-667, 1987.
4. ASTM G99, Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus. ASTM, 1993.
5. Basaistegui, J, C. C.; Machado, I. G. Resistência ao desgaste de uma liga à base de cobalto depositado por diferentes processos de soldagem. In: 17 ENTS da ABS, Recife, 1991.
6. Battelle Memorial Institut. Cobalt Monograph. Centre D'information du Cobalt. Belgium, 1960.
7. Berns, H. Microstructural Properties of wear-resistant alloys. *Wear*, vol. 181-183, p. 271-279, 1995.
8. Bhansali, K. J.; Miller, A. E. The role of stacking fault energy on galling and wear behavior. *Wear*, vol. 75, p. 241-252, 1992.
9. Crook, P. Cobalt and Cobalt alloys. *ASM Handbook*, vol. 02: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. 10th ed. ASM Metals Park, p. 195-199, 1991.
10. Davis, J. R. Hardfacing, welding and dissimilar metal joining. In: *ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering*, vol. 6, 10th ed. ASM Metals Park, p. 789-807.
11. De Mol Van Otterloo, J. L.; De Hosson, J. Th. M. Microstructural coating. *Acta Mater.* vol. 45, n. 3, p. 1225-1236, 1997.
12. Dellore Stellite. Properties of Dellore Stellite Alloys, England.
13. Eutectic Corporation. Process Manual-Eutronic Gap System 375. Flushing, New York, 1990.
14. Finnie, I. Some reflections on the past and future of erosion. *Wear*, 186 – 187, p. 1 – 10, 1995.

15. Foltran, B. B. Comparação dos revestimentos de superligas à base de cobalto (Co-Cr-W-C) depositados por eletrodo revestidos, plasma de arco transferido e laser. Dissertação de mestrado, Curitiba 2000.
16. Frenk, A.; Henchoz, N.; Kurz, W. Laser cladding of a cobalt-based alloy: processing parameters and microstructure. *Zeitschrift fuer Metallkunde*, vol. 84, n 12, p. 886-892, 1993.
17. Frenk, A.; Kurz, W. High speed laser cladding: solidification conditions and microstructure of a cobalt-based alloy. *Materials Science and Engineering A*. vol. 173, p. 339-342, 1993.
18. Frenk, A.; Kurz, W. Microstructural effects on the sliding wear resistance of a cobalt-based alloy. *Wear*, vol. 174, p. 81-91, 1994.
19. Hallén, H.; Lugscheider, E.; Ait-Mekideche, A. Plasma Transferred Arc Surfacing with high deposition rates. *Proceedings oh the Fourth National Thermal Spray Conference*, USA, p. 537-539, 1991.
20. Harris, I. D. Plasma Arc Welding. In: *ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering*, vol. 6, 10th ed. ASM Metals Park, p. 195-199, 1993.
21. Hutchings, I. M. *Tribology: Friction and wear of engineering materials*. E. Arnold, London, 1992.
22. Jeng, M. C.; Yan, L. Y.; Doong, J. L, Wear behaviour of cobalt-based alloys in laser surface cladding. *Surface and Coating Technology*, 48, p. 225 – 231, 1991.
23. Kuzucu, V.; Ceylan, M.; Celic, H.; Aksoy, I. An investigation of Stellite 6 alloy containing 5.0 wt% silicon. *Journal of Materials Processing Technology*. vol. 79, p. 47-51, 1998.
24. Lucas, W. *TIG and Plasma welding Process Techniques, recommended pratices and Aplications*. Abington Publishing, England, 1990.
25. Lugscheider, E.; Morkramer, U. Ait-Mekideche, A. *Advances in PTA Surfacing*. *Proceedings oh the Fourth National Thermal Spray Conference*, USA, p. 529-535, 1991.
26. Neville, A.; Hodgkiess, T. Characterization of high-grade alloy behaviour in severe erosion-corrosion conditions. *Wear*, 233 – 235, 596 – 607, 1999.
27. Neville, A.; Reyes, M.; Hodgkiess, T.; Gledhill, A. Mechanisms of wear on a Co-based alloy in liquid-solid slurries. *Wear*, vol. 238, p. 138 – 150, 2000.

28. Ocken, H. The galling wear resistance of new iron-based hardfacing alloys: a comparison with established cobalt- and nickel-base alloy. *Surface & coatings technology*. vol. 76-77, p. 456-461, 1995.
29. Otterloo, J. L. De Mol Van; De Hosson, J. Th. M., Microstructural features and mechanical properties of a cobalt-based laser coating. *Acta Materialia*, 45, vol. 1225 - 1236, 1997.
30. Otterloo, J. L. De Mol Van; De Hosson, J. Th. M., Microstructure and abrasive wear of cobalt-based laser coatings. *Scripta Materialia*, vol. 36, p. 239 – 245, 1997.
31. Raghu, D. Wu, J. B. C. Alloy solutions to combat synergistic wear and corrosion in demanding process environments. EPRI Corrosion and Degradation Conference, 1999.
32. Raghu, D.; Weber, R. PTA proves its worth in high-volume hardfacing jobs. *WeldingJournal*, vol. 75, p. 34-40, 1996.
33. Raghu, D.; Wu, J. B. C. Recent developments in wear and corrosion-resistant alloys for the oil industry. *Materials performance*, vol. 36, n. 11, p. 27-36, 1997.
34. So, H.; Chen, C. T.; Chen, Y. A. Wear behaviours of laser-clad stellite alloy 6. *Wear*, vol. 192, p. 78 – 84, 1996.
35. Song, J. H.; Kim, H. J. Sliding wear performance of cobalt-based alloys in molten Al-added zinc bath. *Wear*, vol. 210, vol. 291-298, 1997.
36. Sullivan, C. P.; Donachie Jr, M. J.; Morral, F. R. Cobalt based superalloys-1970. Centre D'information du cobalt, Brussels, 1970.
37. Wu, B. C. J.; Redman, J. E. Hardfacing with cobalt and nickel alloys. *Welding Journal* vol. 73, p. 63-68, 1994.
38. Wu, W.; Wu, L. T. The wear behavior between hardfacing materials. *Metallurgical and materials transaction A*. vol. 27, p. 3639-3647, 1996.
39. Yang, L. J.; Loh, N. L. The wear properties of plasma transferred arc cladbed stellite specimens. *Surface and Coating Technology*, vol. 71, p. 196 – 200, 1995.
40. Zabala, A. I. *Aceros Inoxidables y Aceros Resistente al Calor - Propriedades, Transformaciones y Normas*. Ed. Limusa S.A. Mexico, 1981.
41. Ziedas, S.; Tatini, I. *Soldagem*. Coleção tecnologia Senai, São Paulo, 1997.
42. Zum Gahr, K. H. *Microstructure and Wear of Materials*. North Holland, 1987.